



Titre: Effet de la température et de l'humidité sur le comportement
Title: mécanique des composites verre/vinylester

Auteur: Abdelouahab Sayah
Author:

Date: 2004

Type: Mémoire ou thèse / Dissertation or Thesis

Référence: Sayah, A. (2004). Effet de la température et de l'humidité sur le comportement
Citation: mécanique des composites verre/vinylester [Master's thesis, École Polytechnique de Montréal]. PolyPublie. <https://publications.polymtl.ca/7516/>

 **Document en libre accès dans PolyPublie**
Open Access document in PolyPublie

URL de PolyPublie: <https://publications.polymtl.ca/7516/>
PolyPublie URL:

**Directeurs de
recherche:**
Advisors:

Programme: Unspecified
Program:

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

EFFET DE LA TEMPÉRATURE ET DE L'HUMIDITÉ SUR
LE COMPORTEMENT MÉCANIQUE DES COMPOSITES
VERRE/VINYLESTER

SAYAH ABDELOUAHAB
DÉPARTEMENT DE GÉNIE MÉCANIQUE
ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

MÉMOIRE PRÉSENTÉ EN VUE DE L'OBTENTION
DU DIPLÔME DE MAÎTRISE ÈS SCIENCES APPLIQUÉES
(GÉNIE MÉCANIQUE)

MAI 2004

© Sayah Abdelouahab, 2004.



Library and
Archives Canada

Bibliothèque et
Archives Canada

Published Heritage
Branch

Direction du
Patrimoine de l'édition

395 Wellington Street
Ottawa ON K1A 0N4
Canada

395, rue Wellington
Ottawa ON K1A 0N4
Canada

Your file Votre référence

ISBN: 0-612-97982-2

Our file Notre référence

ISBN: 0-612-97982-2

NOTICE:

The author has granted a non-exclusive license allowing Library and Archives Canada to reproduce, publish, archive, preserve, conserve, communicate to the public by telecommunication or on the Internet, loan, distribute and sell theses worldwide, for commercial or non-commercial purposes, in microform, paper, electronic and/or any other formats.

The author retains copyright ownership and moral rights in this thesis. Neither the thesis nor substantial extracts from it may be printed or otherwise reproduced without the author's permission.

AVIS:

L'auteur a accordé une licence non exclusive permettant à la Bibliothèque et Archives Canada de reproduire, publier, archiver, sauvegarder, conserver, transmettre au public par télécommunication ou par l'Internet, prêter, distribuer et vendre des thèses partout dans le monde, à des fins commerciales ou autres, sur support microforme, papier, électronique et/ou autres formats.

L'auteur conserve la propriété du droit d'auteur et des droits moraux qui protègent cette thèse. Ni la thèse ni des extraits substantiels de celle-ci ne doivent être imprimés ou autrement reproduits sans son autorisation.

In compliance with the Canadian Privacy Act some supporting forms may have been removed from this thesis.

Conformément à la loi canadienne sur la protection de la vie privée, quelques formulaires secondaires ont été enlevés de cette thèse.

While these forms may be included in the document page count, their removal does not represent any loss of content from the thesis.

Bien que ces formulaires aient inclus dans la pagination, il n'y aura aucun contenu manquant.

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

Ce mémoire intitulé :

EFFET DE LA TEMPÉRATURE ET DE L'HUMIDITÉ SUR
LE COMPORTEMENT MÉCANIQUE DES COMPOSITES
VERRE/VINYLESTER

présenté par : SAYAH Abdelouahab

en vue de l'obtention du diplôme de : Maîtrise ès sciences appliquées

a été dûment accepté par le jury d'examen constitué de :

M. DAOUD Ahmed, M.Sc.A., président

M. BOUKHILI Rachid, Ph.D., membre et directeur de recherche

M. ENNAJIMI Elmekki, Ph.D., membre

À toute ma famille;

À tous mes amis.

REMERCIEMENTS

Je tiens tout d'abord à exprimer ma profonde gratitude et mes remerciements les plus chaleureux à mon directeur de recherche, monsieur Rachid Boukhili, professeur titulaire au département de génie mécanique de l'École Polytechnique de Montréal, pour son excellente supervision, sa grande disponibilité et ses nombreux encouragements tout au long de ce projet. Son support et sa rigueur ont été grandement appréciés. Il a su m'initier au domaine des matériaux composites et me le faire aimer.

J'adresse aussi mes remerciements à messieurs Aimène Nour, Hychem Boukehili, M. T. Amrouni et Chahine Bounatiro pour leur coopération d'une manière ou d'une autre à la réussite de ce projet d'envergure.

J'exprime également ma vive reconnaissance à mes amis Djebbar Ait-Messaoud, Sébastien Gordon, Abdelaziz Taïb et Oussama Zebdi pour leurs conseils et soutien.

Mes sincères et vifs remerciements vont aussi aux professeurs Ahmed Daoud et Elmekki Ennajimi pour avoir bien voulu participer à ce jury.

Je remercie aussi la compagnie Seawind (Flight Dynamics Corporation) de nous avoir procuré les panneaux infusés.

Un chaleureux merci aux techniciens des laboratoires du Centre de recherche appliquée sur les polymères (CRASP) : Christian Charles Martel, Jacques Beausoleil et François Morin pour leur disponibilité et aide technique.

Enfin, je ne pourrais passer sous silence l'aide inestimable de ma femme.

RÉSUMÉ

Cette étude a pour but de compléter une deuxième partie d'un projet d'envergure visant à qualifier deux matériaux composites verre (E)/vinylester pour une utilisation dans des applications aéronautiques de base. Ces matériaux bon marché qui sont fabriqués par le procédé "Low Pressure Resin Infusion" (LPRI) ont été composés à partir de deux types de tissus de renfort, l'un bidirectionnel (satin BGF7781) et l'autre unidirectionnel (satin BGF1543).

Les panneaux fabriqués et fournis par la compagnie Seawind FDC et certifiés par TCCA « Transport Canada Civil Aviation » ne sont pas post-cuits quand ils sont reçus. Pour qu'ils soient conditionnés ou testés, une post-cuisson est nécessaire afin de compléter leur cycle de polymérisation et d'accroître, par conséquent, leurs propriétés mécaniques et physiques. À leur sortie du four, les panneaux sont tracés, cotés et découpés en échantillons selon une méthodologie répondant aux exigences des instances de certification telles que TCCA et FAA « Federal Aviation Administration ».

Pour simuler les conditions réelles d'exposition à long terme des structures d'avions à ETW (Elevated Temperature Wet) et à CTD (Cold Temperature Dry), plus de 800 échantillons sont conditionnés à ETW dans une chambre de vieillissement hygrothermique accélérée.

Les échantillons ont été ensuite testés statiquement en traction, compression et cisaillement plan sur une machine servo-hydraulique MTS 810. Ces tests mécaniques visent à établir les propriétés de base des matériaux telles que les modules de Young longitudinaux et transversaux, les modules de cisaillement et les coefficients de Poisson (E_L , E_T , G_{LT} , ν_{LT}), ainsi que les propriétés à la rupture représentées par les résistances en traction et compression dans les deux directions longitudinales et transversales et la résistance au cisaillement dans le plan (σ_{Lt} , σ_{Lc} , σ_{Tt} , σ_{Tc} , τ_{LT}). Des jauges de déformation spécifiques à chaque propriété ont été utilisées pour mesurer le module et le coefficient

de Poisson. Par ailleurs, des tests physico-chimiques effectués sur les mêmes matériaux ont permis de déterminer les fractions volumiques de fibres (F_V), les taux de vide (V_V) et les pourcentages de masse d'humidité absorbée (M).

Une analyse de comportement du matériau aux différentes sollicitations mécaniques et environnementales a été faite et ce, par rapport à l'état sain du matériau RTD. Cette étude est sanctionnée par une analyse statistique pour déterminer la variabilité des résultats, une mesure déterminante pour l'évaluation de la fiabilité et le degré de performance du procédé (LPRI) de fabrication des panneaux.

Dans un premier temps, en examinant l'effet des fractions F_V , V_V et M sur les propriétés de base du matériau, on peut conclure qu'aucune tendance remarquable ne se dégage. De plus, le comportement mécanique des matériaux B (bidirectionnels) et U (unidirectionnels) en présence d'un environnement sévère a révélé que lorsque la température diminue (CTD), les propriétés de base (module et résistance) du matériau augmentent et le contraire se produit lorsque ce matériau est exposé à une température élevée (ETD). Une dégradation plus accentuée des propriétés est finalement observée lors d'une température d'exposition élevée accompagnée d'humidité (ETW). C'est la raison pour laquelle, lors des phases ultérieures de design, il faudrait prendre en compte cette dernière condition.

ABSTRACT

The aim of this study is to complement the second part of an important project in order to qualify two glass (E)/vinylester composite materials for utilization in basic aeronautical applications. These inexpensive materials manufactured by "Low Pressure Resin Infusion" (LPRI) process were composed by two types of reinforcement fabrics, a bidirectional one, satin BGF7781 and a unidirectional one, satin BGF1543.

The panels manufactured and provided by the company Seawind FDC, and certified by TCCA "Transport Canada Civil Aviation" are not post-cured. In order to be conditioned or tested, a post-cure is necessary to supplement their polymerization cycle and increase consequently their mechanical and physical properties. Once out of the furnace, the panels are traced, dimensioned and cut-out to specimens, according to a methodology fulfilling the requirements of certification authorities, such as TCCA and FAA "Federal Aviation Administration".

To simulate the real conditions of long-term exposure of the structures of planes to ETW (Elevated Temperature Wet) and to CTD (Cold Temperature Dry), more than 800 specimens were conditioned in an accelerated hygrothermic ageing room.

The specimens were then statically tested in tension, compression and plane shearing on a servo-hydraulic machine MTS 810. The purpose of these mechanical tests is to set-up the basic properties of the materials, such as the longitudinal and transverse Young moduli, the shear moduli and the Poisson's ratios (E_L , E_T , G_{LT} , ν_{LT}), as well as the failure properties corresponding to the tension and compression strengths in both longitudinal and transverse directions and the in-plane shear strength (σ_{Lt} , σ_{Lc} , σ_{Tt} , σ_{Tc} , τ_{LT}). Deformation gauges, specific to each property, were used to measure the modulus and the Poisson's ratio. In addition, physico-chemical tests carried out on the same materials

allowed to determine the volume fractions of fibers (F_v), the vacuum rates (V_v) and the mass rates of the absorbed moisture (M).

An analysis of the non-aged material, RTD, behavior vis-a-vis the various mechanical and environmental loads was made. This study is approved by a statistical analysis to determine the variability of the results, a determining measurement for the evaluation of the reliability and the degree of performance of the panels manufacture process (LPRI). Initially, by examining the effect of the fractions F_v , V_v and M on the basic properties of the material, one can conclude that no remarkable tendency is apparent. Moreover, the mechanical behavior of the materials B and U, in the presence of a severe environment, revealed that when temperature decreases (CTD) the basic properties (modulus and strength) of the material increase and the opposite occurs when this material is exposed to a high temperature (ETD). A more accentuated degradation of the properties is finally observed for a high exposure temperature accompanied by moisture (ETW). That is why, for the coming design phases, one should take into account this last condition.

TABLE DES MATIÈRES

REMERCIEMENTS	v
RÉSUMÉ.....	vi
ABSTRACT	viii
TABLE DES MATIÈRES.....	x
LISTE DES TABLEAUX.....	xv
LISTE DES FIGURES	xvii
LISTE DES ANNEXES	xxiii
LISTE DES SYMBOLES ET ABRÉVIATIONS	xxiv
INTRODUCTION.....	1
 1. CHAPITRE I : REVUE DE LA BIBLIOGRAPHIE	 4
1.1 Certification aéronautique	4
1.1.1 Niveaux de complexité structurale	5
1.2 Caractérisation des matériaux composites.....	7
1.3 Traçabilité.....	8
1.4 Les matériaux composites	9
1.4.1 La matrice.....	9
1.4.1.1 Vinylester	10
1.4.1.2 Polyester	12
1.4.1.3 Époxy.....	13
1.4.2 Renfort.....	15
1.4.2.1 Fibres de verre	16
1.4.2.2 Fibres de carbonés	18
1.4.2.3 Fibres d'aramides (Kevlar).....	19

1.5	Procédés de mise en œuvre en aéronautique	19
1.5.1	Moulage sous vide.....	19
1.5.2	Procédé RTM	21
1.5.3	Infusion.....	22
1.6	Défauts de fabrication	25
1.7	Recuit.....	26
1.8	Effet de l'environnement.....	26
1.8.1	Vieillissement hygrothermique	27
1.8.2	Cinétique de diffusion d'eau	28
1.8.3	Effet de la post-cuisson sur l'absorption d'eau	31
1.8.4	Dégradation de la matrice et plastification.....	34
1.8.5	Effet de la température sur les composites	35
1.8.6	Effet des basses températures (CTD**) sur les propriétés mécaniques d'un composite	40
1.9	Caractérisation mécanique d'un composite exposé à un vieillissement hygrothermique	43
1.10	Mécanismes de rupture dans les matériaux composites	46
1.10.1	Rupture des composites unidirectionnels	46
1.10.1.1	Endommagement.....	46
1.10.1.2	Rupture par délaminage.....	49
1.10.1.3	Rupture translaminaire	50
1.10.1.3.1	En traction	50
1.10.1.3.2	En compression	52
1.10.1.3.3	Rupture mixte.....	53
1.11	Normalisation	54
1.11.1	Procédure de normalisation	54
1.11.2	Propriétés concernées par la normalisation	54

1.11.3	Propriétés non-concernées par la normalisation.....	55
1.11.4	Hypothèses	55
1.11.5	Méthodologie du calcul	56
1.12	Analyse statistique.....	58
1.12.1	Méthodologie d'analyse	59
1.12.2	Détection d'une observation aberrante (test for outlier).....	63
2.	CHAPITRE II : PROCÉDURES EXPÉRIMENTALES ET MÉTHODOLOGIE DE TRAVAIL	65
2.1	Matériaux utilisés	65
2.1.1	Propriétés de la matrice	66
2.1.2	Propriétés des renforts	68
2.1.3	Température de transition vitreuse (Tg) des matériaux B et U	69
2.2	Post-cuisson des plaques	70
2.3	Distribution et traçabilité des échantillons	71
2.4	Conditionnement environnemental des échantillons.....	78
2.4.1	Conditionnement des échantillons à l'humidité	78
2.4.2	Chambre de conditionnement pour les tests mécaniques	80
2.4.3	Essais à la température élevée (ETW).....	80
2.4.4	Essais à la basse température (CTD)	81
2.5	Caractérisation physique des stratifiés étudiés	82
2.5.1	Tests de la densité.....	82
2.5.2	Fraction volumique des fibres (pyrolyse).....	83
2.5.3	Taux de vide	84
2.6	Tests mécaniques.....	85
2.6.1	Tests de traction.....	85
2.6.2	Tests de compression.....	88

2.6.3 Tests de cisaillement plan (in-plane shear)	91
3. CHAPITRE III : RÉSULTATS ET DISCUSSION	95
3.1 Tests d'absorption d'humidité.....	95
3.2 Caractérisation mécanique.....	99
3.2.1 Traction longitudinale bidirectionnelle	99
3.2.1.1 Étude de variabilité de σ_{Lt} et E_{Lt} aux conditions ETW et CTD.....	102
3.2.2 Traction transversale bidirectionnelle	106
3.2.2.1 Étude de variabilité de σ_{Tt} et E_{Tt} aux conditions ETW et CTD	108
3.2.3 Traction longitudinale unidirectionnelle	113
3.2.3.1 Étude de variabilité de σ_{Lt} et E_{Lt} aux conditions ETW et CTD	114
3.2.4 Traction transversale unidirectionnelle	116
3.2.4.1 Étude de variabilité de σ_{Tt} et E_{Tt} aux conditions ETW et CTD	119
3.2.5 Compression longitudinale bidirectionnelle.....	121
3.2.5.1 Étude de variabilité de σ_{Lc} et E_{Lc} aux conditions ETW et CTD	121
3.2.6 Compression transversale bidirectionnelle.....	123
3.2.6.1 Étude de variabilité de σ_{Tc} et E_{Tc} aux conditions ETW et CTD.....	124
3.2.7 Compression longitudinale unidirectionnelle.....	126
3.2.7.1 Étude de variabilité de σ_{Lc} et E_{Lc} aux conditions ETW.....	127
3.2.8 Compression transversale unidirectionnelle.....	128
3.2.8.1 Étude de variabilité de σ_{Tc} et E_{Tc} aux conditions ETW.....	128
3.2.9 Cisaillement plan des stratifiés à renfort B et U.....	129
3.2.9.1 Étude de variabilité de τ_{LT} et G_{LT} aux conditions ETW et CTD	131
3.3 Effet de la direction de sollicitation sur les propriétés mécaniques	137
3.4 Mécanismes d'endommagement	139
3.4.1 Traction	139
3.4.2 Compression.....	143
3.4.3 Cisaillement plan.....	145

CONCLUSION	148
RÉFÉRENCES	150
ANNEXES	162

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 1.1 - Propriétés mécaniques et physiques des principaux types de matrices organiques pour les composites à 23°C (réf. [7,8,10])	14
Tableau 1.2 - Propriétés mécaniques et physiques des principaux types de renforts utilisés dans les composites à matrice organique TD à 23°C (réf. [7,8]) ..	15
Tableau 1.3 - Avantages et inconvénients du procédé de moulage sous vide.....	20
Tableau 1.4 - Avantages et inconvénients du procédé RTM.....	21
Tableau 1.5 - Résultats des tests de compression sur un composite (réf. [30]).....	43
Tableau 1.6 - Résistances et modules initiaux du matériau à 23°C.....	45
Tableau 1.7 - Propriétés mécaniques à normaliser (réf. [1])	54
Tableau 1.8 - Propriétés mécaniques à ne pas normaliser (réf. [1])	55
Tableau 2.1 - Nombre de plis dans les plaques	66
Tableau 2.2 - Propriétés de la résine fraîche vinylester Derakane 411-350 (réf. [35]) ...	67
Tableau 2.3 - Propriétés de la matrice résineuse vinylester Derakane 411-350 (réf. [36])	67
Tableau 2.4 - Formulation de la résine vinylester Derakane 411-350 (réf. [35]).....	68
Tableau 2.5 - Propriétés physiques de verre E du tissu satin 7781 (réf. [34] _{bis})	68
Tableau 2.6 - Propriétés physiques de verre E unidirectionnel 1543 (réf. [34] _{bis})	69
Tableau 2.7 - Température de transition vitreuse pour les stratifiés B et U.....	70
Tableau 2.8 - Plan robuste de distribution des échantillons suivants les propriétés mécaniques et les conditions environnementales (réf. [1])	73
Tableau 2.9 - Distribution et traçabilité des panneaux du lot n° 1 pour un échantillonnage robuste d'un matériau composite (réf. [37]).....	75
Tableau 2.10 - Distribution et traçabilité de panneaux du lot n° 2, 3, 4 et 5 pour un échantillonnage robuste d'un matériau composite (réf. [37]).....	75
Tableau 2.11 - Distribution et traçabilité des panneaux en tenant compte des conditions de chargement pour un échantillonnage robuste d'un matériau composite (réf. [37])	76

Tableau 2.12 - Distribution et traçabilité des panneaux en tenant compte des conditions de chargement pour un échantillonnage robuste d'un matériau (réf. [37])	77
Tableau 3.1 - Taux d'humidité absorbée par les travelers de traction avant et après conditionnement à ETW pour le stratifié B	96
Tableau 3.2 - Taux d'humidité absorbée par les travelers de traction avant et après conditionnement à ETW pour le stratifié U	96
Tableau 3.3 - Présentation de l'influence des propriétés physiques sur la résistance en traction transversale d'un composite bidirectionnel	109
Tableau 3.4 - Effet de la condition ETW sur la rupture du premier pli du stratifié U testé dans la direction transversale relativement à RTD	118
Tableau 3.5 - Effet de la condition CTD sur la rupture du premier pli du stratifié U testé dans la direction transversale relativement à RTD	119
Tableau 3.6 - Distribution des résistances τ_{Lmin} et τ_{Lmax} selon les panneaux et les lots de matériaux B et U conditionnés à ETW	131
Tableau 3.7 - Distribution de la résistance et du module max. et min. selon les panneaux, les lots et la direction de sollicitation pour les stratifiés B et U testés dans la condition ETW	135
Tableau 3.8 - Effet de la température en présence d'humidité (ETW) sur les propriétés mécaniques des stratifiés B et U	136
Tableau 3.9 - Effet de la basse température (CTD) sur les propriétés mécaniques des stratifiés B et U	136
Tableau 3.10 - Effet de la direction de la sollicitation sur les propriétés mécaniques du stratifié renforcé du tissu de verre B (type BGF 7781)	137
Tableau 3.11 - Effet de la direction de la sollicitation sur les propriétés mécaniques du stratifié renforcé de tissu de verre U (type BGF 1543)	138

LISTE DES FIGURES

Figure 1.1 - Pyramide illustrant les niveaux de complexité des tests de certification.....	6
Figure 1.2 - Chaîne moléculaire de vinylester	12
Figure 1.3 - Chaîne moléculaire du polyster	13
Figure 1.4 - Chaîne moléculaire d'epoxy	14
Figure 1.5 - Illustration d'un tissé croisé 0/90° et unidirectionnel	17
Figure 1.6 - Procédé de moulage sous vide (réf. [8])	20
Figure 1.7 - Procédé de moulage par RTM (réf. [5])	22
Figure 1.8 - Avion amphibien Seawind 300C (réf. [16])	23
Figure 1.9 - Enveloppe (en pâle) et ossature (en foncée) du seawind 300 C	23
Figure 1.10 - Représentation schématique de l'infusion	25
Figure 1.11 - Répartition de l'humidité à travers l'épaisseur d'une plaque de composite	29
Figure 1.12 - Évolution du taux de prise de poids au cours du vieillissement hygrothermique (réf. [25])	31
Figure 1.13 - Évolution du taux de prise de poids au cours du vieillissement hygrothermique.....	32
Figure 1.14 - Absorption réelle d'eau par la matrice en vinylester (réf. [26]).....	33
Figure 1.15 - Perte de poids de la matrice en vinylester (réf. [26]).....	33
Figure 1.16 - Température de transition vitreuse d'un polymère en fonction de l'humidité	37
Figure 1.17 - Variation du module longitudinal d'un composite unidirectionnel en fonction de la température	38
Figure 1.18 - Résistance des fibres de verre en fonction de la température	39
Figure 1.19 - Indice de fragilité entre la résistance à l'écoulement et la résistance ultime d'un matériau composite verre/polyster	41
Figure 1.20 - Échantillons d'un composite verre/polyester.....	42

Figure 1.21 - Influence de la température et de l'humidité sur la résistance ultime et le module de traction et de cisaillement interlaminaire d'un composite verre/vinylester (réf. [25])	44
Figure 1.22 - Mécanismes d'endommagement des composites unidirectionnels :	48
Figure 1.23 - Modes de sollicitations en mécanique de la rupture	49
Figure 1.24 - Mode de rupture dans les matériaux composites unidirectionnels	51
Figure 1.25 - Mode de rupture en compression des composites unidirectionnels : (a) flambage des fibres, (b) rupture causée par l'allongement transversal dû à l'effet de Poisson, (c) rupture causée par cisaillement (réf. [24])	53
Figure 1.26 - Corrélation entre l'épaisseur d'un pli cuit et la fraction volumique des fibres d'un composite (réf. [2])	56
Figure 2.1 - Cycle de post-cuisson des stratifiés étudiés.....	71
Figure 2.2 - Signification fonctionnelle des caractères de numérotation des échantillons (réf. [1])	74
Figure 2.3 - Plan d'échantillonnage robuste (réf. [1]).....	78
Figure 2.4 - Chambre de conditionnement environnemental pour les tests mécaniques	81
Figure 2.5 - Dimensions exprimées en (mm) recommandées pour un échantillon de traction en composite.....	86
Figure 2.6 - Montage de traction MTS (réf. [43])	87
Figure 2.7 - Dimensions exprimées en (mm) recommandées pour un échantillon de mesure de la résistance de compression	89
Figure 2.8 - Dimensions exprimées en (mm) recommandées pour un échantillon de mesure du module de compression.....	89
Figure 2.9 - Montage de compression «Boeing modifié D695 » (réf. [46])	90
Figure 2.10 - Dimensions exprimées en (mm) recommandées pour un échantillon de cisaillement plan en composite.....	92
Figure 2.11 - Montage de cisaillement « Iosipescu » (réf. [46])	93
Figure 3.1 - Évolution du gain d'humidité en fonction de la racine carrée du temps pour un moulage U.....	98

Figure 3.2 - Évolution du gain d'humidité en fonction de la racine carrée du temps pour un moulage B	98
Figure 3.3 - Courbes contrainte-déplacement en traction longitudinale d'un stratifié bidirectionnel conditionné à CTD, ETW et RTD	100
Figure 3.4 - Courbes déformation longitudinale-déformation transversale en traction longitudinale d'un stratifié bidirectionnel conditionné à CTD, ETW et RTD	100
Figure 3.5 - Courbes contrainte-déformation en traction longitudinale d'un stratifié bidirectionnel conditionné à CTD, ETW et RTD	102
Figure 3.6 - σ_{Lt} et variation du taux de F_V , V_V et M en fonction des numéros de panneaux pour la traction longitudinale du stratifié B conditionné à ETW	103
Figure 3.7 - Variation de E_{Lt} , F_V , V_V et M en fonction des numéros de panneaux pour la traction longitudinale du stratifié B conditionné à ETW	104
Figure 3.8 - Variation de σ_{Lt} , F_V et V_V en fonction des numéros de panneaux pour la traction longitudinale du stratifié B conditionné à CTD	105
Figure 3.9 - Variation de E_{Lt} , F_V et V_V en fonction des numéros de panneaux pour la traction longitudinale du stratifié B conditionné à ETW	106
Figure 3.10 - Courbes contrainte-déplacement en traction transversale d'un stratifié bidirectionnel conditionné à CTD, ETW et RTD	107
Figure 3.11 - Courbes contrainte-déformation en traction transversale d'un stratifié bidirectionnel conditionné à CTD, ETW et RTD	108
Figure 3.12 - Variation de σ_{Tt} , F_V , V_V et M en fonction des numéros de panneaux pour la traction transversale du stratifié B conditionné à ETW	110
Figure 3.13 - Variation de E_{Tt} , F_V , V_V et M en fonction des numéros de panneaux pour la traction transversale du stratifié B conditionné à ETW	111
Figure 3.14 - Variation de σ_{Tt} , F_V et V_V en fonction des numéros de panneaux pour la traction transversale du stratifié B conditionné à CTD	112

Figure 3.15 - Variation de E_T , F_V et V_V en fonction des numéros de panneaux pour la traction transversale du stratifié B conditionné à CTD	112
Figure 3.16 - Courbes contrainte-déplacement en traction longitudinale d'un stratifié U conditionné à CTD, ETW et RTD	113
Figure 3.17 - Variation de σ_{Lt} , F_V , V_V et M en fonction des numéros de panneaux pour la traction longitudinale du stratifié U conditionné à ETW	115
Figure 3.18 - Variation de E_{Lt} , F_V , V_V et M en fonction des numéros de panneaux pour la traction longitudinale du stratifié U conditionné à ETW	116
Figure 3.19 - Courbes contrainte-déplacement en traction transversale d'un stratifié U conditionné à CTD, ETW et RTD	117
Figure 3.20 - Courbes contrainte-déformation en traction transversale d'un stratifié U conditionné à CTD, ETW et RTD	117
Figure 3.21 - Variation de σ_{Tt} , F_V , V_V et M en fonction des numéros de panneaux pour la traction transversale du stratifié U conditionné à ETW.....	119
Figure 3.22 - Variation de E_T , F_V , V_V et M en fonction des numéros de panneaux pour la traction transversale du stratifié U conditionné à ETW.....	120
Figure 3.23 - Courbes contrainte-déformation en compression longitudinale d'un stratifié B conditionné à CTD, ETW et RTD	121
Figure 3.24 - Variation de σ_{Lc} , F_V , V_V et M en fonction des numéros de panneaux pour la compression longitudinale du stratifié B conditionné à ETW.....	122
Figure 3.25 - Variation de σ_{Lc} , F_V et V_V en fonction des numéros de panneaux pour la compression longitudinale du stratifié U conditionné à CTD	123
Figure 3.26 - Courbes contrainte-déplacement en compression transversale d'un stratifié B conditionné à CTD, ETW et RTD	124
Figure 3.27 - Variation de σ_{Tc} , F_V , V_V et M en fonction des numéros de panneaux pour la compression transversale du stratifié B conditionné à ETW.....	125
Figure 3.28 - Variation de σ_{Tc} , F_V et V_V en fonction des numéros de panneaux pour la compression transversale du stratifié B conditionné à CTD	126

Figure 3.29 - Courbes contrainte-déplacement en compression longitudinale d'un stratifié U conditionné à CTD, ETW et RTD	126
Figure 3.30 - Variation de σ_{Lc} , F_V , V_V et M en fonction des numéros de panneaux pour la compression longitudinale du stratifié U conditionné à ETW	127
Figure 3.31 - Courbes contrainte-déplacement en compression transversale d'un stratifié U conditionné à CTD, ETW et RTD	128
Figure 3.32 - Variation de σ_{Tc} , F_V , V_V et M en fonction des numéros de panneaux pour la compression transversale du stratifié U conditionné à ETW	129
Figure 3.33 - Courbes contrainte-déformation en cisaillement plan d'un stratifié B conditionné à CTD, ETW et RTD	130
Figure 3.34 - Courbes contrainte-déformation en cisaillement plan d'un stratifié U conditionné à CTD, ETW et RTD	130
Figure 3.35 - Variation de τ_{LT} , F_V , V_V et M en fonction des numéros de panneaux pour le cisaillement plan du stratifié B conditionné à ETW	132
Figure 3.36 - Variation de τ_{LT} , F_V , V_V et M en fonction des numéros de panneaux pour le cisaillement plan du stratifié U conditionné à ETW	132
Figure 3.37 - Variation de τ_{LT} , F_V et V_V en fonction des numéros de panneaux pour le cisaillement plan du stratifié B conditionné à CTD	133
Figure 3.38 - Variation de τ_{LT} , F_V et V_V en fonction des numéros de panneaux pour le cisaillement plan du stratifié U conditionné à CTD	134
Figure 3.39 - Effet du conditionnement environnemental sur σ_{Lt} et E_{Lt} du stratifié B ..	139
Figure 3.40 - Rupture finale d'un échantillon à renfort (B) testé en traction (L) à ETW	140
Figure 3.41 - Rupture finale d'un échantillon à renfort (B) testé en traction (L) à CTD	141
Figure 3.42 - Rupture finale d'un échantillon à renfort (U) testé en traction (L) à ETW	142
Figure 3.43 - Courbe contrainte-déplacement en traction (T) d'un composite (B) conditionné à ETW	143

Figure 3.44 - Rupture finale d'un échantillon à renfort (U) testé en traction (T) à ETW	143
Figure 3.45 - Courbe contrainte-déplacement en compression (L) d'un composite (U) conditionné à ETW	144
Figure 3.46 - Rupture finale d'un échantillon à renfort (U) testé en compression (T) ..	145
Figure 3.47 - Rupture finale d'un échantillon à renfort (B) testé en cisaillement plan .	146
Figure 3.48 - Rupture finale d'un échantillon à renfort (U) testé en cisaillement plan .	146
Figure 3.49 - Courbe contrainte-déformation en cisaillement plan d'un composite (B) conditionné à ETW	147
Figure 3.50 - Courbe contrainte-déformation en cisaillement plan d'un composite (U) conditionné à ETW	147

LISTE DES ANNEXES

ANNEXE A : Définitions de A-basis & B-basis	162
ANNEXE B : Distribution et traçabilité des échantillons	163
ANNEXE C : Effet du conditionnement environnemental sur les propriétés mécaniques des stratifiés B et U	171

LISTE DES SYMBOLES ET ABRÉVIATIONS

Symboles

b	Largeur d'un échantillon [mm]
CV	Coefficient de variation [%]
E	Module de Young du stratifié [GPa]
E_{Lc}	0° , Module de compression longitudinale [GPa]
E_{Tc}	90° , Module de compression transversale [GPa]
E_{Lt}	0° , Module de traction longitudinale [GPa]
E_{Tt}	90° , Module de traction transversale [GPa]
FV	Fraction volumique des fibres [%]
$FV_{\text{spécimen}}$	Fraction volumique des fibres réelle de l'échantillon [%]
$FV_{\text{normalisée}}$	Fraction volumique des fibres de normalisation [%]
G	Module de cisaillement du composite [GPa]
G_{LT}	Module de cisaillement plan du composite [GPa]
k_A	Facteur de tolérance pour A-basis
K_B	Facteur de tolérance pour B-basis
L	Direction longitudinale, 0°
M	Fraction massique de l'humidité absorbée [%]
P_{max}	Charge maximale enregistrée [N]
S	Écart-type
T	Direction transversale, 90°
T_g	Température de transition vitreuse [$^\circ\text{C}$]
$T_{g\text{dry}}$	Température de transition vitreuse sèche [$^\circ\text{C}$]
$T_{g\text{wet}}$	Température de transition vitreuse humide [$^\circ\text{C}$]
\bar{x}	Moyenne arithmétique
γ_{LT}	Déformation en cisaillement plan [$\mu\text{m}/\text{m}$]
ρ_{23}°	Densité de l'échantillon à la température ambiante [mg/m^3]
ρ_f	Densité des fibres [g/cm^3]

ρ_c	Densité du composite [g/cm ³]
ρ_m	Densité de la matrice.
$\Delta\sigma$	Différence de contrainte entre deux points de mesures [MPa]
$\Delta\gamma$	Différence de déformations correspondante [μm/m]
ε	Déformation [μm/m]
ε_{+45}	Déformation mesurée à +45° par rapport à la direction L des fibres
ε_{-45}	Déformation mesurée à -45° par rapport à la direction L des fibres
σ_{Lc}	0°, Contrainte à la rupture en compression [MPa]
σ_{Tc}	90°, Contrainte à la rupture en compression [MPa]
σ_{Lt}	0°, Contrainte à la rupture en traction [MPa]
σ_{Tt}	90°, Contrainte à la rupture en traction [MPa]
ν_{LT}	Coefficient de Poisson majeur du composite
τ_{LT}	Contrainte de cisaillement plan [MPa]
V_v	Fraction volumique du vide [%]

Abréviations

a	Masse de l'échantillon (dans l'air) avant immersion (g)
A-basis	Niveau d'exigence où 99% des données sont à l'intérieur des limites de tolérances
AGATE	Advanced General Aviation Technology Experiments
ASAP	AGATE STATISTICAL ANALYSIS PROGRAM
B-basis	Niveau d'exigence où 90% des données sont à l'intérieur des limites de tolérances
b_1	Masse de l'échantillon et de la partie du fil immergée (g)
b	Largeur de l'échantillon [mm]
CTD	Cold Temperature Dry
$CPT_{normalisée}$	Épaisseur du pli cuit correspondant à la fraction volumique de fibre normalisée
$CPT_{spécimen}$	Épaisseur réelle du pli de spécimen (épaisseur de spécimen divisée par le nombre de plis)
D	Densité de l'échantillon (mg/m ³)
ETD	Elevated Temperature Dry

ETW	Elevated Temperature Wet
FAA	Federal Aviation Administration
FAW	Fiber Areal Weight [g/m^2]
FAW _{normalisée}	Masse surfacique de fibre nominale obtenue à partir des spécifications matérielles ou toute autres sources [g/m^2]
FAW _{spécimen}	Masse surfacique de fibre réelle de spécimen [g/m^2]
HR	Humidité Relative [%]
LPRI	Low Pressure Resin Infusion
MNR	The Maximum Normed Residual
NIST	National Institute of Standards and Technology
RTD	Room Temperature Dry
w	Masse de la partie du fil immergée (g)
w_1	Masse de l'échantillon avant pyrolyse(g)
w_2	Masse des fibres qui reste de l'échantillon après pyrolyse (g)
w_f	Fraction massique des fibres (%)
w_m	Fraction massique de la matrice (%)

INTRODUCTION

Les domaines d'application des matériaux composites sont en perpétuelle progression. Depuis quelques années, on constate un grand intérêt pour la promotion et le développement de nouvelles applications des matériaux composites, autant sur le plan de la caractérisation que les procédés de mise en oeuvre. Ces matériaux s'avèrent être un bon compromis pour des structures qui requièrent des caractéristiques mécaniques et physico-chimiques élevées, en même temps qu'une grande légèreté et une très bonne aptitude à la mise en forme. Cependant, l'utilisation de plus en plus courante des matériaux composites à matrice polymère dans la fabrication des pièces structurales (en aéronautique en particulier) pose le problème de leur tenue en service, sous les effets d'un environnement sévère, entre autres, la température et l'humidité qui peuvent varier d'une façon inquiétante, entre la nuit et le jour et d'une saison à l'autre. En plus, pour les applications extérieures, l'action de ces deux grandeurs physiques peut être associée à un troisième facteur : le rayonnement ultraviolet qui aggrave davantage la détérioration déjà provoquée par les effets de la chaleur et de l'humidité.

Cette étude entre dans le cadre d'un projet d'envergure visant l'obtention d'une certification pour la structure de base de l'avion amphibien seawind 300C de FDC (Flight Dynamics Corporation). Cette compagnie commercialise ses avions sous forme de kits et vise l'obtention d'une certification aéronautique officielle qui lui permettra d'assembler ses avions et d'accroître ses profits.

Il y a une raison pour laquelle FDC a choisi le vinylester comme matrice, ce n'est pas simplement parce qu'il est un peu moins cher, mais comparativement à la matrice époxyde (traditionnellement utilisée dans l'aéronautique), le vinylester résiste beaucoup plus à l'humidité et à la corrosion. En plus, le manque de compatibilité de l'époxy avec le carburant exige des systèmes de recouvrement ou des induits appropriés.

Alors que le vinylester est une résine hybride avec presque les mêmes caractéristiques mécaniques de l'époxyde, mais sans ses inconvénients. Elle ne prend pratiquement que 2 % au maximum d'humidité relative, dans notre cas, c'est encore plus bas. En plus, la matrice vinylester est connue comme étant compatible avec tous les carburants et n'exige aucun traitement spécial pour les réservoirs de carburant.

Vu sa rentabilité élevée comparativement aux fibres de verre (S) et de carbone qui sont plus chères, le verre (E) est le renfort le plus utilisé dans l'industrie en général et presque exclusivement dans les applications nautiques. Cela a motivé FDC à adopter le verre (E) à côté du vinylester pour établir le stratifié ayant deux configurations de renfort, unidirectionnel type BGF1543 (U) destiné à la fabrication du châssis, appelé aussi l'ossature, supposée supporter les hautes sollicitations que pourra subir l'avion pendant le service, et bidirectionnel type BGF7781 (B) pour la réalisation de l'enveloppe : la structure apparente de l'amphibien seawind 300C.

L'objectif de ce travail est de tester la capacité d'un matériau composite verre/vinylester qui n'a jamais été utilisé auparavant dans la fabrication des pièces structurales de base en aéronautique. Cette étude se résume dans les quatre objectifs suivants :

1. Adopter un plan d'échantillonnage robuste conformément aux contraintes de l'Administration Fédérale de l'Aviation (FAA).
2. Réaliser des essais mécaniques statiques et physiques sur des échantillons préconditionnés à basse température (froid) à sec (CTD) et à température élevée en présence d'humidité (ETW) selon les normes ASTM.
3. Analyser l'effet de la fraction volumique des fibres F_V , du taux de vide V_V , de la direction de chargement mécanique ainsi que l'effet du conditionnement environnemental sur les propriétés de ce matériau.
4. Effectuer une analyse statistique appropriée pour évaluer la variabilité des résultats et son rapport avec la qualité de fabrication des panneaux.

Cette étude, divisée en quatre chapitres, est consacrée à la caractérisation mécanique et physico-chimique des matériaux composites soumis à deux conditions environnementales sévères telles que la température en présence de l'humidité (ETW) et la basse température à sec (CTD).

Le premier chapitre définit la méthodologie utilisée par les compagnies afin de certifier les nouvelles structures en matériaux composites. On présente ces matériaux, leurs constituants, les différents procédés de leur mise en œuvre et plus particulièrement les divers paramètres qui influencent leur comportement mécanique et physique. On y aborde également les différents mécanismes de rupture qui résultent suite aux différents modes de chargements mécaniques.

Le deuxième chapitre décrit les procédures expérimentales, les matériaux utilisés, la traçabilité et la répartition des échantillons selon un plan robuste conformément aux directives de l'Administration Fédérale de l'Aviation (FAA) ainsi que la méthodologie utilisée pour le conditionnement des échantillons. On termine ce chapitre par la description des différents tests de caractérisation physique et mécanique.

Au troisième chapitre, on présente les résultats obtenus à l'issue des essais mécaniques et physiques. Ces résultats sont analysés et discutés selon les exigences la norme de la certification aéronautique.

Finalement, on termine cette étude par une conclusion.

CHAPITRE I

REVUE DE LA BIBLIOGRAPHIE

Ce chapitre rassemble les éléments de la bibliographie, nécessaire à l'étude et à l'analyse des résultats qui seront abordés dans les chapitres qui suivent. Il porte, tout d'abord, sur la définition de la certification aéronautique, sur la caractérisation des composites ainsi qu'un aperçu sur la traçabilité. Passant par une présentation des matériaux composites à matrice polymère, les procédés de mise en œuvre les plus courants dans le domaine de l'aéronautique, ensuite, on abordera le vieillissement environnemental, le comportement mécanique des stratifiés face aux sollicitations en traction, compression et cisaillement plan, selon les conditions environnementales auxquelles ils sont exposés. Enfin, une normalisation suivie d'une analyse statistique seront nécessaires pour rendre les résultats obtenus dans le cadre des essais expérimentaux exploitables dans les étapes ultérieures de design et de dimensionnement des structures des aéronefs. Donc, on peut dire que cette partie est consacrée exclusivement aux stratifiés à renforts bidirectionnels et unidirectionnels.

1.1 Certification aéronautique

La certification aéronautique est un processus qui permet d'évaluer la capacité d'une structure donnée afin de répondre aux exigences d'une application spécifique. La certification des aéronefs guide le milieu aéronautique dans les domaines très techniques tels que la conception des aéronefs, leur structure et l'avionique ; les systèmes électriques et mécaniques, les groupes motopropulseurs, etc. Le but de la certification est d'assurer la qualité et la conformité aux exigences de la sécurité, ainsi que la satisfaction du consommateur qui sont des facteurs déterminants dans l'économie du marché. Si un produit répondant aux normes obtient la référence à une marque de qualité, le producteur peut prétendre à la certification de son produit s'il satisfait à diverses exigences

normatives d'organisation (les standards *ASTM* et les publications *SACMA*). *Transport Canada Civil Aviation (TCCA)* est la seule instance responsable de la certification des aéronefs au Canada et de toutes les démarches de la certification à tous les niveaux, ainsi que l'émission de certificat de navigabilité, passent sous son contrôle rigoureux. Aux États Unis, c'est l'*Administration Fédérale de l'Aviation (FAA)* qui assure cette fonction.

1.1.1 Niveaux de complexité structurale

Les cinq niveaux de complexité structurale sont : les constituants de base, la monocouche (pli), le stratifié, l'élément de structure et la structure finale. La forme du matériau à examiner et l'accent relatif mis à chaque niveau devraient être défini lors de la détermination des données du matériau, et dépendront probablement de beaucoup de facteurs, incluant le processus de fabrication, les applications structurales et la collaboration étroite avec les fournisseurs et les instances de certification. La plupart des applications exigent au moins deux niveaux parmi les cinq illustrées par la pyramide des tests (figure 1.1) [1,2].

Les niveaux de complexité structurale couvrent les domaines suivants:

- ❑ Niveau I - Tests d'évaluation des constituants de base

Cette phase est consacrée à l'évaluation individuelle des propriétés des fibres, les différentes formes de fibres et les pré-imprégnés fibres –matrice, ainsi que leurs propriétés de base (mécaniques et physico-chimiques) [2].

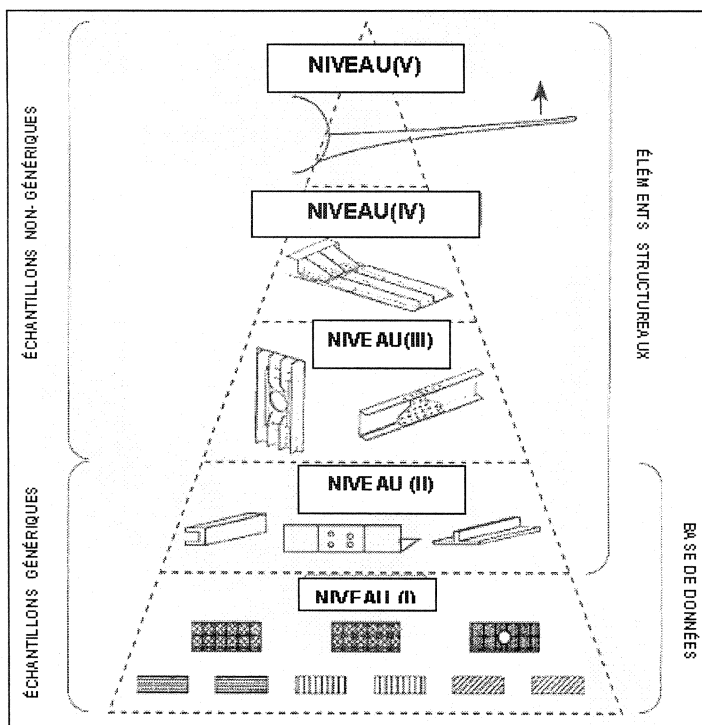


Figure 1.1 - Pyramide illustrant les niveaux de complexité des tests de certification (réf. [2])

□ Niveau II - Tests d'évaluation des plis

Ce niveau évalue les propriétés des fibres et de la matrice ensemble sous forme de monocouches. Les préimprégnés sont inclus dans ce niveau, bien qu'ils soient parfois classés dans un niveau séparé. Les propriétés principales incluent la masse surfacique des fibres, la fraction massique des fibres et de la matrice, le taux de vide, l'épaisseur réelle du pli, ainsi que les résistances et les modules à la traction, à la compression et au cisaillement du pli [2].

□ Niveau III - Essais de qualification du stratifié

Les essais de caractérisation menés sur le stratifié permettent de fournir les éléments de base, nécessaires pour les étapes du design : la résistance et module

de traction, de compression, de cisaillement plan, le cisaillement interlaminaire, ainsi que la résistance à la fatigue et à l'impact.

□ Niveau IV - Essais sur les éléments de structure

Cette étape permet d'évaluer la capacité du matériau à tolérer des dommages subis par des éléments de la structure. Les propriétés principales incluent les résistances à la traction, à la compression du matériau préendommagé et rempli de trous, la compression après impact [2].

□ Niveau V - Tests de la structure finale

Cette étape évalue le comportement et le mode de rupture par des tests statiques et dynamiques (la fatigue en particulier) des structures assemblées de plus en plus complexes (ex : ailes, gouvernails, fuselages, test de crash,...).

1.2 Caractérisation des matériaux composites

La caractérisation mécanique et physico-chimique des matériaux composites et de leurs structures résultantes est une opération nécessaire pour comprendre leur comportement, construire et optimiser des modèles représentatifs dans le but de prévoir leur réponse sous l'effet de sollicitations hygrothermomécaniques et fournir des valeurs numériques aux concepteurs. De plus, la validation des modèles passe nécessairement par des essais sur les structures.

Les matériaux composites ont donné naissance au concept de matériaux et de structures sur mesure, suivant un cahier de charges fixé. Le meilleur choix des matériaux et le dimensionnement optimal des structures reposent en majeure partie sur la caractérisation mécanique.

Le chercheur, en caractérisant le composite stratifié, se préoccupe avant tout de l'aspect macroscopique. Son objectif est d'identifier les lois de comportement qui traduisent les propriétés spécifiques des matériaux ou des structures. Un tel choix s'appuie sur les grandes classes de comportements, élasticité, viscoélasticité et plasticité [3].

1.3 Traçabilité

Par définition, la traçabilité est l'identification et l'enregistrement de tous les événements, jugés importants, intervenant durant la réalisation d'une "mission" (fabrication d'une pièce, réalisation d'une étude, ...).

La traçabilité est impérative si l'on souhaite garantir un certain niveau de qualité. En effet, elle permet de suivre et de contrôler au fur et à mesure et a posteriori le bon déroulement d'une "mission". Elle permet donc de s'assurer de l'adéquation entre le résultat final et le cahier des charges. Par exemple, dans le cas de la fabrication d'un lot de panneaux en composite utilisés pour la réalisation de cette étude de certification, il convient de connaître [4] :

- les approvisionnements de la matière (d'où vient-elle, de quel lot, quelle est la date de péremption,...);
- les cycles opératoires de la fabrication, le nom des personnes ayant travaillé sur la pièce;
- les valeurs des paramètres de l'atelier et du cycle de cuisson, les résultats des contrôles de fabrication, géométriques et non destructifs;
- le marquage, le stockage et la livraison, le numéro du lot, du panneau, du sous-panneau et de l'échantillon, les paramètres de stockage, la date de livraison et de recette, ...

Ainsi, il sera possible à tout moment de vérifier si la pièce est conforme en tout point à la demande contractuelle du client.

1.4 Les matériaux composites

Un matériau composite est constitué d'au moins deux constituants dont les qualités respectives se complètent pour former un matériau aux performances globales améliorées. Un matériau composite structural est généralement constitué d'un renfort et d'une matrice. Entre le renfort et la matrice, il existe une zone de liaison appelée interface. Un matériau composite est la plupart du temps hétérogène et anisotrope. Les matériaux composites apportent de nombreux avantages fonctionnels : légèreté, résistance mécanique et chimique, maintenance réduite, liberté de formes. Ils renforcent également la sécurité grâce à une meilleure tenue à la fatigue, aux chocs et au feu. Ils offrent une meilleure isolation thermique et acoustique et, pour certains d'entre eux, une bonne isolation électrique. Ils permettent d'alléger les structures et de réaliser des formes complexes, aptes à remplir plusieurs fonctions. On distinguera : les matériaux composites dits de "grande diffusion" dont les propriétés mécaniques sont plus faibles mais d'un coût compatible avec une production en grande série et les matériaux composites dits "hautes performances", présentant des propriétés mécaniques spécifiques élevées et un coût unitaire important. Ce sont les plus utilisés dans l'aéronautique, l'aérospatial, les sports et les loisirs.

1.4.1 La matrice

La matrice joue un rôle très important dans la composition du composite. Le choix de cette dernière doit être fait en sachant que cela influencera les propriétés mécaniques, la température des différentes étapes de la mise en forme, la résistance à la corrosion et aussi la vitesse de polymérisation. Les principales tâches de la matrice sont de

transférer la charge dans les renforts, de relier les fibres et de protéger l'environnement souvent hostile tout en conférant aux composites les autres caractéristiques recherchées. La matrice est généralement une résine à base de polymère thermoplastique ou thermodurcissable. Elle doit avoir une grande résistance aux forces, une bonne raideur et une formabilité lors de forces extrêmes. Son pourcentage d'élongation doit être supérieur à celui des fibres et ses propriétés d'adhésion doivent être excellentes pour transmettre aux fibres les charges supportées sans se séparer.

Les matrices résineuses doivent être compatibles avec le renfort et avoir une masse volumique faible pour obtenir un composite dont les propriétés mécaniques spécifiques sont élevées. Elle permet aussi de positionner les fibres, de les protéger et de les supporter pour éviter le flambage. Le type de matériau que l'on choisit comme matrice va influencer la résistance au délaminage [5-9].

Les matrices les plus souvent utilisées sont des résines thermodurcissables de type : vinylesters, polyesters et époxy.

1.4.1.1 Vinylester

Les résines vinylesters (fig. 1.2) étaient commercialisées par Shell Chemical en 1965 sous l'appellation EPOCRYL et par Dow Chemical en 1966 sous l'appellation DERA-KANE dans le but de fabriquer des tuyaux très résistants à la corrosion. En 1977, Reichold Chemical a introduit ses versions de vinylester sous les appellations COREZYN et CORROLITE.

Les résines vinylesters sont le résultat d'une polyaddition de résines époxydes sur de l'acide insaturé acrylique ou méthacrylique. Elles sont mises en solution avec 30 à 50 % d'un solvant monomère réactif, le plus souvent du styrène. Cette réaction produit une

chaîne moléculaire dont les caractéristiques sont des points d'instauration sur les bouts de la chaîne et liaison OH.

La résine de vinylester a pour particularité de très bien mouiller les fibres et sa résistance au délaminage est plus élevée. Avec cette résine, on obtient une densité de liens entre les chaînes plus faibles et ceci lui donne une meilleure résistance à la propagation des fissures. Elle résiste bien à l'humidité et à la corrosion; par contre, elle donne des matrices moins rigides, ce qui affecte les propriétés mécaniques [10]. Les résines vinylesters adhèrent bien aux fibres de verre et cette liaison peut être améliorée avec un traitement préalable des fibres. Une telle interface est pourtant très sensible à l'eau, ce qui exige des agents de couplage qui forment des liaisons, d'une part avec la fibre et d'autre part avec la résine, en améliorant par la suite le comportement à long terme du composite verre vinylester [6].

L'existence des points d'instauration semblables à ceux du polyester insaturé (UP) permet de transformer les résines vinylesters en thermodurcissables de la même façon que les polyesters insaturés (mêmes catalyseurs et accélérateurs). Leurs bonnes propriétés mécaniques et chimiques ainsi que leur pouvoir adhésif résultant de l'existence des liaisons OH permettent aux résines vinylesters d'être comparables à celles des résines époxydes, alors que le coût des résines vinylesters se situe entre ceux des polyesters et des époxydes [6].

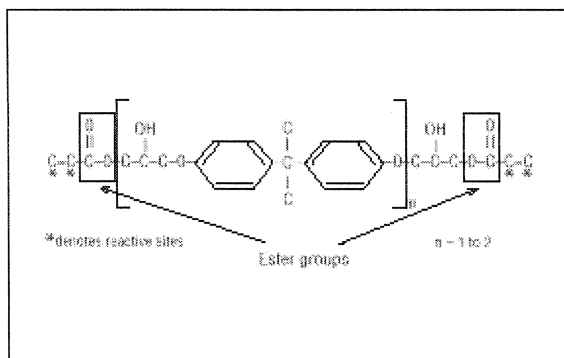


Figure 1.2 - Chaîne moléculaire du vinylester (réf. [5])

1.4.1.2 Polyester

Elles sont constituées par de longues chaînes de monomères (fig. 1.3) comprenant des groupes esters et des sites réactifs de carbone. Suivant la position des groupes esters à l'intérieur du monomère, on parle de résine selon qu'on a utilisé un acide ortho ou isophtalique. À l'état liquide, les chaînes polyesters sont diluées dans du styrène qui les rendent liquide et qui sert à la réaction de polymérisation. Pour la commodité d'utilisation, on rajoute en petites quantités un catalyseur qui démarre cette réaction et l'accélère, mais sans y participer. À la fin, le catalyseur reste intact au milieu de la résine. Le principe de la réaction est une liaison de deux molécules de polyester par une molécule de styrène au niveau des sites réactifs, formants un réseau complexe tridimensionnel. L'inconvénient du polyester est la présence des groupements esters qui peuvent réagir avec différents agents chimiques et rompre les réseaux constitués [5-9].

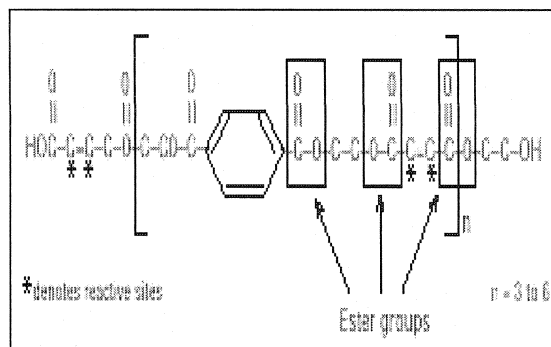


Figure 1.3 - Chaîne moléculaire du polyester (réf. [5]).

1.4.1.3 Époxy

Après les résines vinylesters et polyesters insaturés, les résines les plus utilisées dans l'aéronautique et l'aérospatiale sont époxydes. Elles ne représentent cependant que 4 à 5 % du marché du composite. Ils sont surtout utilisés dans le domaine de la construction aéronautique ou d'armement (missiles).

On peut constater, à partir du tableau 1.1, que les résines époxydes (fig. 1.4) sont très appréciées parce qu'elles réunissent des propriétés mécaniques et physiques supérieures par rapport aux autres résines. Cependant, elles présentent des inconvénients surtout en ce qui concerne un cycle de moulage long et une mise en œuvre exigeant des démoulants appropriés [5-9].

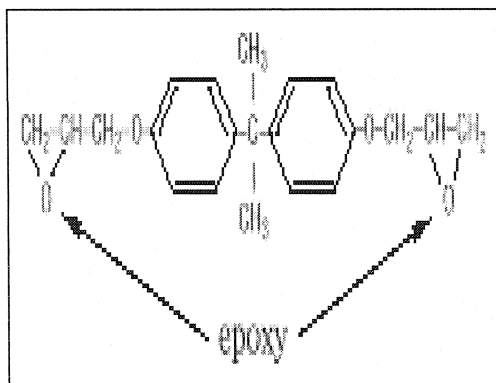


Figure 1.4 - Chaîne moléculaire d'époxy (réf. [5])

Tableau 1.1 - Propriétés mécaniques et physiques des principaux types de matrices organiques pour les composites à 23°C (réf. [7,8,10])

Type de matrices résineuses	Densité	E_{Lt} (Gpa)	σ_{Lt} (Mpa)	A (%)	ν	coeff. de retrait (%)	$\alpha \cdot 10^{-6}$ ($^{\circ}C^{-1}$)	T_{gd} $^{\circ}C$
Époxyde	1.2	2.75	55	3	0.2	1	50	262
	à	à	à	à	à	à	à	à
	1.3	4.10	130	8	0.33	5	80	334
Vinylester	1.12	3	73	2	0.3	5.4	50	104
	à	à	à	à		à		
	1.32	3.5	81	5		10.3		
Polyester	1.1	2.1	50	2	0.4	5	80	-
	à	à	à	à		à		
	1.4	3.45	60	3		12		

E_{TL} , σ_{TL} , A, ν , α et T_{gd} représentent respectivement le module de traction, la résistance de traction, le taux d'allongement, le coefficient de Poisson, le coefficient d'expansion thermique et la température de transition vitreuse à sec.

1.4.2 Renfort

Bien que les composites à matrices polymères sont plus largement utilisés dans les domaines de la technologie moderne, les renforts employés se présentent sous forme fibreuse et sont généralement constitués de plusieurs centaines, voire de plusieurs milliers de filaments de très petits diamètres (jusque 10 à 12 μm), à très hautes performances mécaniques et de faibles masses volumiques. Ils se trouvent sous plusieurs formes : unidirectionnels, tissés bidirectionnels (toile, satin, sergé,...), tressés, multidirectionnels ou bien aléatoires (mat). Ils peuvent être longs ou courts selon les applications projetées. Les types de fibres généralement utilisées sont les fibres de verre (*verre «E» utilisé dans notre projet*), de carbone et d'aramide. Ce sont la partie importante dans le composite, du fait qu'ils supportent la majorité des charges sous lesquelles le matériau est soumis. Certaines propriétés des trois principaux types de renforts sont présentées dans le tableau 1.2 [5-10].

Tableau 1.2 - Propriétés mécaniques et physiques des principaux types de renforts utilisés dans les composites à matrice organique TD à 23°C (réf. [7,8])

Type de renforts	\varnothing (μm)	ρ (kg/m^3)	E_{Lt} (GPa)	G_{LT} (GPa)	ν	σ_{rupt} (Mpa)	A (%)	α ($^{\circ}\text{C}^{-1}$)	T_{max} ($^{\circ}\text{C}$)
Fibres de verre « R »	10	2500	86	—	0.2	3200	4	0.3×10^{-5}	700
Fibres de verre « E »	16	2600	74	30	0.2 à 5	2500	3.5	0.5×10^{-5}	700
Fibres de carbone de haute résistance « HR »	7	1750	230	50	0.3	3200	1.3	0.02×10^{-5}	>1500
Fibres de carbone de haut module « HM »	6.5	1800	390	20	0.3 à 5	2500	0.6	0.08×10^{-5}	>1500
Aramide (Kevlar 49)	12	1450	130	12	0.4	2900	2.3	-0.2×10^{-5}	—

\emptyset , ρ , E_{TL} , G_{TL} , σ_{TL} , A , v , α et T_{max} représentent respectivement le diamètre des fibres, la masse volumique, le module de traction, le module de cisaillement, la résistance de traction, le taux d'allongement, le coefficient de Poisson, le coefficient d'expansion thermique et la température maximale de service.

1.4.2.1 Fibres de verre

Les propriétés des fibres de verre dépendent de leur composition chimique. D'une manière générale, elles présentent une résistance à la rupture élevée, une masse volumique faible (voisine de 2,5); une rigidité relativement inférieure à d'autres renforts, une bonne inertie chimique en milieu acide (améliorée pour les fibres de carbone) mais une dégradation rapide en milieu basique (à l'exception des fibres particulièrement développées pour renforcer les bétons). Au plan électrolytique, elles sont parfaitement isolantes.

Le verre E utilisé dans notre étude est l'un des plus résistants à l'eau. Cependant, les fibres peuvent être abîmées par l'environnement qui facilite surtout la propagation des microfissures à la surface. Cependant, les fibres dans un composite sont protégées par un ensimage et par la résine dans laquelle elles sont noyées et pour que les fibres soient endommagées, l'ensemble du composite doit être déjà très dégradé [12-14].

Les principaux tissus à base de fibre de verre sont présentés dans la figure 1.5. Les tissus à armure satin (fig. 1.5b) sont beaucoup plus déformables qu'une toile ou taffetas qui contient plus de croisements de roving, produisant des ondulations responsables à la diminution des propriétés mécaniques (fig. 1.5a). Cette déformabilité est d'autant plus grande que le rapport d'armure est élevé. Les tissus de satin de 8, très déformables, sont les plus couramment utilisés, notamment pour les formes complexes. Les tissus unidirectionnels (voir figure 1.5c) ont un rapport d'armure chaîne/trame compris entre 80/20 et 100/0. Ils sont généralement secs ou préimprégnés [4,15].

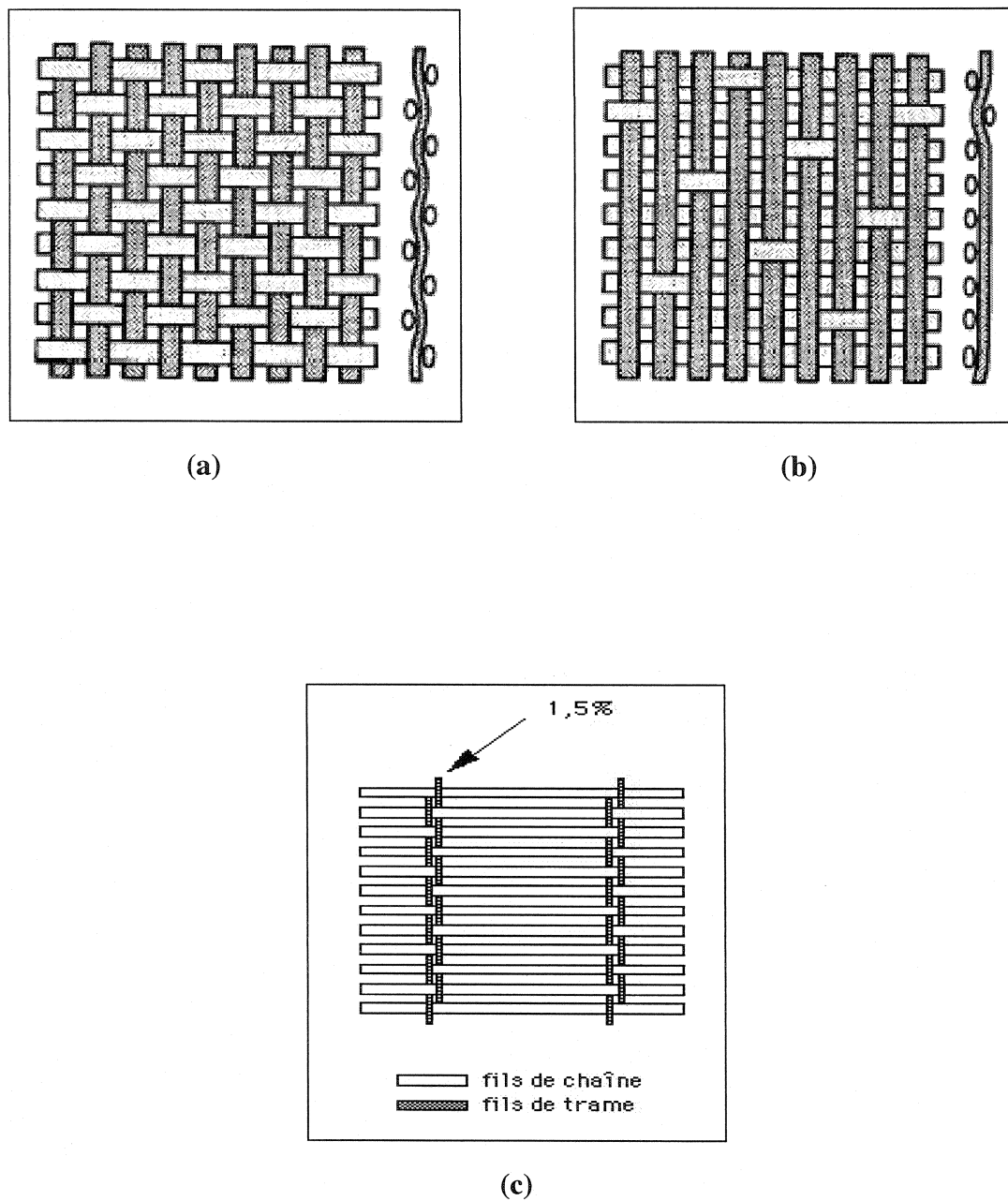


Figure 1.5 - Illustration d'un tissé croisé 0/90° et unidirectionnel :
 (a) armure toile ou taffetas, (b) armure satin (ici satin de 8)
 et (c) armure unidirectionnelle (réf. [4,15])

1.4.2.2 Fibres de carbones

Les fibres de carbone et de graphite sont des fibres synthétiques organiques. Elles sont produites à haute température (1200 - 1800°C). Le diamètre des fibres de carbone varie de 5 à 15 microns (6.5 à 8 microns en moyenne). Les fibres de carbone sont caractérisées par leur faible densité, leur résistance élevée à la traction et à la compression, leur flexibilité, leurs bonnes conductibilités électrique et thermique, leur tenue en température et leur inertie chimique (sauf à l'oxydation). Elles résistent à la corrosion et à l'usure. Elles sont faciles à usiner et sont perméables aux rayons X.

Leurs limites d'utilisation sont les suivantes : sensibilité aux chocs (rigidité élevée et faible allongement à la rupture), attaque à chaud (température supérieure à 400°C) par l'oxygène de l'air et les acides oxydants, corrosion de type galvanique au contact des métaux et alliages. Les fibres de carbone sont utilisées principalement pour la fabrication de matériaux composites de haute performance, la fabrication de matériaux de friction à usage industriel et dans la confection de revêtements isolants en présence de hautes températures.

La production mondiale est en augmentation (principaux producteurs : États-Unis, Japon et Royaume-Uni); leur domaine d'application qui concernait essentiellement l'industrie aéronautique et spatiale initialement est en pleine expansion et s'étend désormais à des secteurs variés tels que l'industrie automobile, les sports (raquette de tennis, canne à pêche, planches à voile, etc.) [15].

1.4.2.3 Fibres d'aramides (Kevlar)

Les fibres d'aramides aromatiques sont des renforts organiques connus sous le nom de Kevlar du Dupont de Nemours. Elles sont caractérisées par une très grande résistance spécifique à la traction, la plus élevée des fibres de haute performance.

Le Kevlar est un renfort auto-extinguible. La fibre ne fend pas, mais se décompose en cendre vers 400°C. Les composites renforcés de fibres d'aramides montrent des faiblesses au niveau de la résistance à la compression, au flambement, à la flexion et au cisaillement interlaminaire. Dans l'aéronautique, le Kevlar est utilisé combiné à d'autres renforts, ce qui permet de réaliser des composites hybrides : Kevlar-verre ou Kevlar-carbone [6-8].

1.5 Procédés de mise en œuvre en aéronautique

Le moulage sous vide à l'autoclave, le «Resin Transfer Molding» et l'infusion de résine à basse pression «LPRI» sont les procédés les plus utilisés dans la mise en œuvre des pièces structurales destinées à l'aéronautique. Les paragraphes suivants illustrent les trois procédés et montrent les avantages et les inconvénients de chacun.

1.5.1 Moulage sous vide

Ce procédé est encore appelé moulage en dépression ou moulage au sac (figure 1.6). Comme dans le cas du moulage au contact, on utilise un moule ouvert sur lequel on dispose les couches de renfort préimprégné. Une feuille de plastique souple vient couvrir le tout hermétiquement et on fait le vide sous la feuille de plastique. Il y a alors un compactage de la pièce, élimination des bulles d'air et fluage de l'excédent de résine qui est absorbé par un tissu de pompage. Le moulage sous vide par autoclave trouve des

applications dans l'industrie aéronautique et donne des pièces ayant de bonnes propriétés mécaniques [8].

Les avantages et les inconvénients du procédé de moulage sous vide sont présentés au tableau 1.3.

Tableau 1.3 - Avantages et inconvénients du procédé de moulage sous vide

Avantages	Inconvénients
1- Augmente le pourcentage de verre dans le laminé. 2- Améliore l'adhésion interlaminaire, ce qui est surtout avantageux pour le moulage de parois sandwichs.	1- Relativement lent et délicat à mettre au point. 2- Exige des équipements périphériques (pompe à vide et autoclave). 3- Nécessite l'utilisation d'agents intermédiaires (membranes, feutres et scellants).

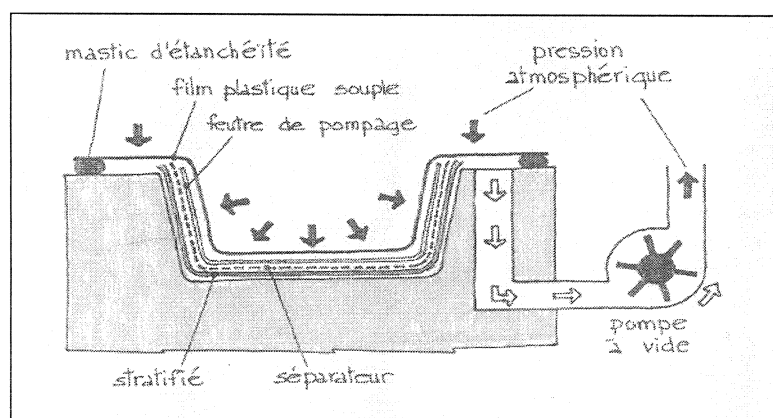


Figure 1.6 - Procédé de moulage sous vide (réf. [8])

1.5.2 Procédé RTM

Ce procédé industriel permet l'élaboration des composites à matrice organique, le procédé d'injection sur renfort souvent appelé RTM (Resin Transfer Molding) (figure 1.7) connaît un développement depuis quelques dizaines d'années, et ce pour des raisons aussi économiques que technologiques. Ce procédé consiste à injecter un mélange réactif à base de résine (formulé préalablement) sur une préforme en verre ou carbone prédisposée dans un moule fermé grâce à ses deux parties du moule (male et femelle).

Les avantages et les inconvénients de ce procédé sont présentés au tableau 1.4.

Tableau 1.4 - Avantages et inconvénients du procédé RTM

Avantages	Inconvénients
<ul style="list-style-type: none"> 1- Permet le moulage de pièces profondes. 2- Donne une pièce ayant un bon fini sur les deux faces. 3- Contrôle l'épaisseur de la paroi. 4- Réduit le taux d'émission de styrène. 5- Permet l'inclusion de plaques ou de noyau sandwich. 6- Ne requiert pas un personnel spécialisé. 7- Offre un cycle de production relativement court. 	<ul style="list-style-type: none"> 1- Exige un outillage assez complexe. 2- Nécessite un équipement périphérique (presse et pompe d'injection de résine). 3- Nécessite des opérations de découpe.

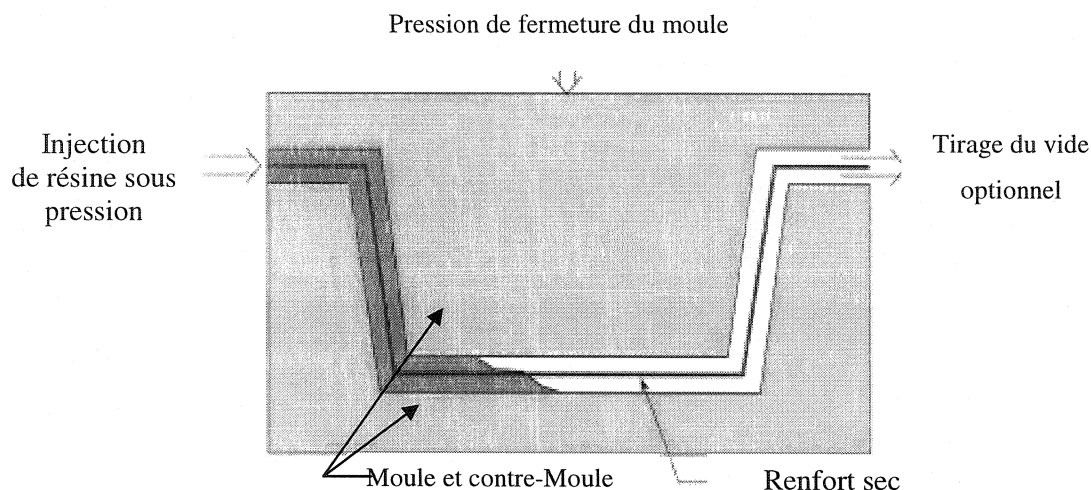


Figure 1.7 - Procédé de moulage par RTM (réf. [5])

1.5.3 Infusion

Le procédé d'infusion est dérivé du RTM. Ce nouveau procédé est apparu ces dernières années durant lesquelles, à la place du contre-moule rigide, une membrane flexible qui peut être plastique ou élastique a été utilisée.

Depuis quelques années, les procédés de mise en oeuvre par infusion se sont largement développés, notamment dans le domaine nautique pour la fabrication de coques de bateaux. Toutefois, étant donné la qualité des structures moulées par ce procédé, l'infusion est maintenant utilisée dans le domaine de l'aéronautique. Par exemple, le Seawind 300C (figures 1.8 et 1.9) est un avion récréatif amphibien dont la structure (enveloppe et ossature), est entièrement faite de matériau composite infusé, en utilisant un procédé hybride entre le VATRM et le moulage par sac sous vide (figure 1.10).

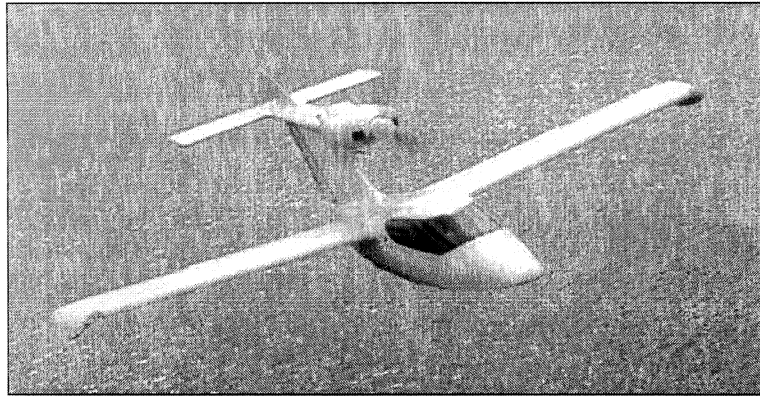


Figure 1.8 - Avion amphibien Seawind 300C (réf. [16])

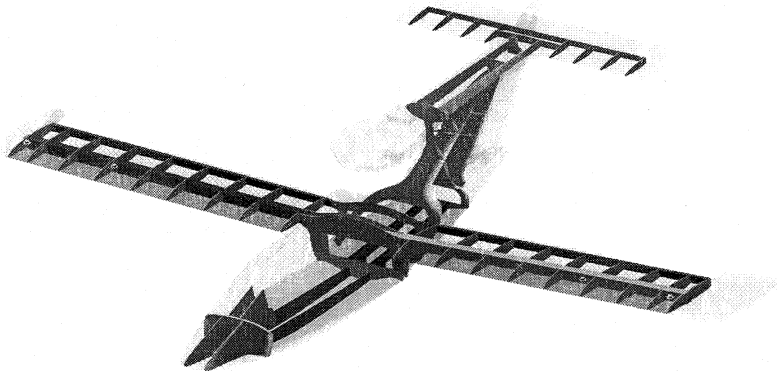


Figure 1.9 - Enveloppe (en pâle) et ossature (en foncée)
du Seawind 300C (réf. [16])

L'infusion consiste à injecter, à basse pression, une résine de faible viscosité dans un moule constitué d'une partie rigide, dans laquelle sont déposés les renforts, recouverte d'une membrane flexible qui peut être plastique ou élastique de mise sous vide assurant l'étanchéité du moule. Après avoir assuré un niveau de vide suffisant, la résine est injectée et se diffuse facilement à travers le grillage d'infusion qui recouvre presque toute la surface de la pièce avant de pénétrer les renforts, grâce au gradient de pression entre le point d'injection et le point de tirage du vide réalisé par une simple pompe à vide d'une capacité de -100 (KPa) et d'un réservoir sous pression pour

intercepter les excédents de résine. Avant, on installe un tissu de nylon entre le renfort et le grillage pour éviter que le grillage soit figé dans la pièce. Le tissu en nylon poreux est enduit d'un agent démoulant à base de siloxane qui permet au tissu de nylon de se décoller facilement de la surface de la pièce.

Diverses résines (polyester, vinylester et époxyde) et quasiment tous les types de renfort peuvent être utilisés. Les divers procédés de mise en oeuvre par infusion, nommés SCRIMP (Seemann Composites Resin Infusion Molding Process), VARI (Vacuum Assisted Resin Infusion), VARTM (Vacuum Assisted Resin Transfer Molding) ou encore KIS (Kaisen Infusion System), diffèrent par l'utilisation d'éléments drainant tels que les filets utilisés dans le procédé SCRIMP ou des canaux [14]. L'infusion de la résine peut être réalisée par l'intermédiaire de canaux parallèles ou perpendiculaires, selon le type de pièce à fabriquer. Toutefois, l'infusion génère une quantité importante de déchets, elle représente aussi une source de pollution pour les utilisateurs. D'autre part, la réalisation d'une pièce nécessite la maîtrise des différents paramètres régissant ce procédé (niveau de vide, injection, viscosité et vitesse d'infusion de la résine) afin d'éviter des zones mal imprégnées. Les résines utilisées doivent être nécessairement adaptées à la perméabilité des renforts et le succès d'une fabrication nécessite souvent un certain nombre d'essais erreurs. Enfin, le marquage des pièces peut être un problème pour certaines applications. La mise en oeuvre par infusion permet à certaines entreprises d'améliorer leur production, en apportant notamment une qualité de fabrication, en terme de reproductibilité et de caractéristiques mécaniques, supérieures à celles obtenues par une méthode de stratification par contact [17].

Cependant, cette technique présente de nombreux avantages par rapport au RTM et les autres procédés de fabrication:

- ce procédé permet de produire facilement des composites stratifiés et sandwichs comparativement aux autres procédés de fabrication;
- coût d'outillage réduit;

- permet d'obtenir des pièces à fort taux volumique de fibres et faible taux de porosités, applicable à des pièces de grandes dimensions et à prix très abordables ;
- le produit obtenu est d'une qualité plus homogène que lors d'une application manuelle;
- ce procédé permet d'obtenir des coques ayant une qualité mécanique supérieure pour un poids identique ;
- Ce système fermé permet aussi de réduire les émissions de composés organiques volatils, tel que le styrène, et limite le contact des opérateurs avec la résine.

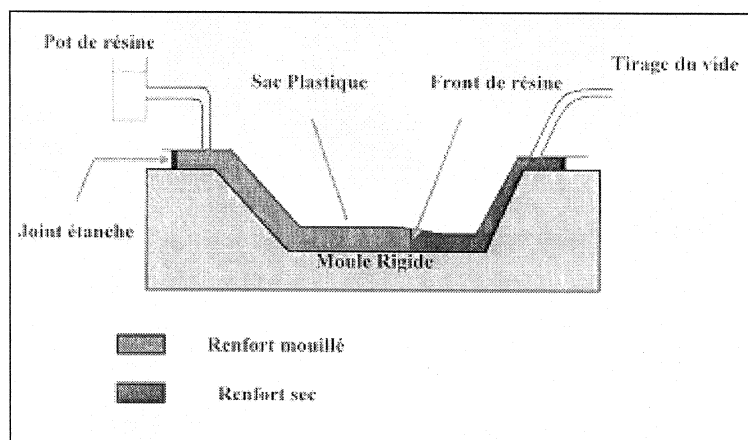


Figure 1.10 - Représentation schématique de l'infusion (réf. [17])

1.6 Défauts de fabrication

Compte tenu de leur hétérogénéité et des procédés que l'on utilise pour leur fabrication, les matériaux composites contiennent toujours des défauts dans des proportions variables. Ces défauts peuvent être des vides ou des microvides, des régions riches en résine, des fibres mal alignées et des défauts à la surface des pièces. Il y a aussi les fibres

de renfort qui peuvent avoir des rayures ou des microfissures sur leur surface extérieure. Ceci réduira la résistance des fibres et favorisera la formation de microvides à l'interface fibres/matrices [15]. Ces défauts ont tous une influence néfaste sur les propriétés mécaniques du matériau et sont des sites privilégiés pour l'initiation et le propagation de fissures. Les microvides que l'on retrouve surtout à l'interface fibres/matrice sont causés par des bulles d'air qui restent emprisonnées dans le matériau lors de leur fabrication ou par un relâchement de l'adhérence entre les fibres et la matrice [14,18].

1.7 Recuit

Le recuit ou la post-cuisson est un traitement thermique appliqué à certaines pièces réalisées à l'aide de résines thermodurcissables pour compléter le durcissement et les stabiliser dimensionnellement. Durant la réaction de polymérisation, la réticulation devient de plus en plus importante et les sites à l'intérieur de la structure moléculaire de la résine (et de ses ajouts) qui n'ont pas encore réagi deviennent de plus en plus rares. Comme ces sites sont entourés de réticulation déjà formée, leur mobilité devient très faible et, par conséquent, ils ne sont plus capables de créer des liens entre eux. La post-cuisson d'une pièce en matériau composite permet d'améliorer certaines propriétés mécaniques et physico-chimiques [4].

1.8 Effet de l'environnement

Des températures d'utilisation élevées ou basses, un taux d'humidité élevé, la présence de liquide ou de produits chimiques et les rayons ultraviolets sont tous des facteurs qui peuvent causer une dégradation des propriétés mécaniques et physiques du composite. La grande différence entre le coefficient d'expansion thermique de la matrice et des fibres (voir tableaux 1.1 et 1.2) est un facteur qui peut causer une décohésion (délaminage) de l'interface fibres/matrice lors de l'augmentation de température.

1.8.1 Vieillissement hygrothermique

On définit tout d'abord l'hygrométrie comme étant une science qui a pour objet de déterminer la quantité d'humidité contenue dans l'atmosphère. L'humidité et la présence de liquides ou de produits chimiques sont des facteurs dont il faut tenir compte car ils influencent les propriétés des fibres et de la matrice. L'humidité a pour effet d'accélérer la fatigue des fibres de verre et de favoriser la corrosion sous contraintes [23]. La diffusion d'eau ou de produits chimiques à l'intérieur d'un matériau peut causer la diminution de l'adhérence entre les fibres et la matrice. L'absorption d'humidité ou de liquides peut aussi provoquer la formation de fissures si la pièce se retrouve sous le point de congélation car les liquides vont se retrouver dans les vides ou dans les microfissures [23].

Le degré d'hygrométrie joue un rôle important sur la qualité et le vieillissement des structures en matériaux composites à deux niveaux [19-22] :

- Lors de la fabrication, le degré d'hygrométrie est un des paramètres importants à contrôler dans la zone de drapage ou d'imprégnation. En effet, la présence d'humidité est nuisible lors de la fabrication;
- En service, une structure composite présente toujours une certaine capacité d'absorption d'eau (de l'ordre de 0,5 à quelques % en masse).

Au sein d'un matériau composite à matrice polymère, l'eau interagit, d'une part, avec la matrice, d'autre part, avec le renfort et les zones interfaciales. On estime que l'absorption par les fibres est négligeable, sauf dans le cas des fibres organiques, comme les fibres aramides. Le processus d'absorption d'eau dans les polymères comprend deux mécanismes: la diffusion (migration libre des molécules d'eau à travers le volume libre et les microvides, sous l'effet d'un gradient de concentration), l'adsorption (liaisons de molécules d'eau aux groupements hydrophiles présents dans les macromolécules de

polymère ou réactions chimiques avec des produits présents, en particulier au niveau des interfaces fibre-matrice) et la migration d'eau liquide par capillarité [23].

Un matériau composite à matrice polymère exposé à des hautes températures en présence de l'humidité peut avoir des dégradations hygrothermiques irréversibles. Elles peuvent avoir lieu soit au niveau microscopique (hydrolyse), soit au niveau macroscopique (formation des microcavités).

Au niveau de la résine, l'hydrolyse des sites polaires est l'une des principales conséquences de l'interaction de l'eau avec le réseau. Ce processus conduit à la libération de petites molécules qui vont activer la pression osmotique, favorisant la création des microvides occupés par des molécules d'eau d'une densité plus faible que la résine. Ces microvides conduisent à l'accélération de la dégradation du matériau et se présentent comme des sites de concentration de contraintes lorsque le matériau subit des sollicitations mécaniques [23].

L'absorption d'humidité engendre de multiples effets, dont les principaux sont l'abaissement de la température de transition vitreuse (T_g) et le gonflement de la matrice. Lorsque les fibres n'absorbent pas l'eau, on assiste à un gonflement différentiel, qui accélère la dégradation du matériau. D'une façon générale, l'absorption de l'humidité conduit à un affaiblissement des propriétés mécaniques des stratifiés. Il conviendra de toujours considérer l'hygrométrie extrême lors du dimensionnement des éléments des structures en composite.

1.8.2 Cinétique de diffusion d'eau

La deuxième loi de Fick décrit la diffusion de l'eau dans un milieu présentant un gradient de concentration. Elle se traduit, à une échelle macroscopique, par une relation linéaire entre le flux du diffusant à travers la surface plane, de dimensions infinies par

rapport à l'épaisseur (fig. 1.11) et la dérivée seconde de la concentration perpendiculaire à cette surface [23,24].

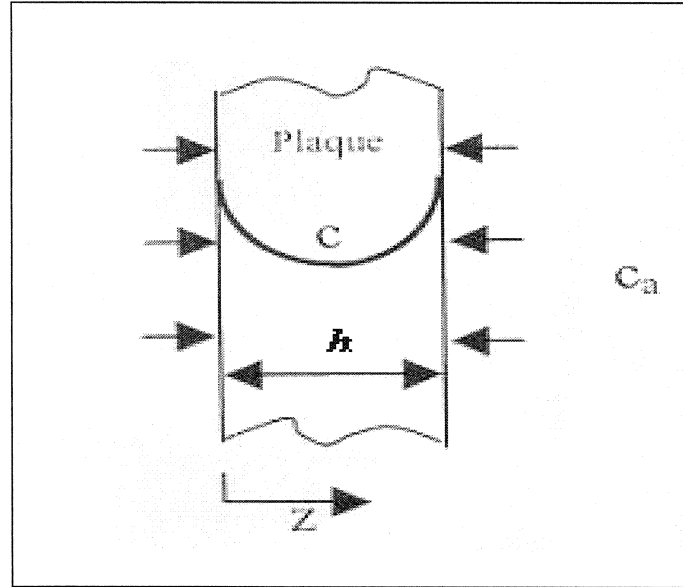


Figure 1.11 - Répartition de l'humidité à travers l'épaisseur d'une plaque de composite (réf. [24])

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D_z \frac{\partial^2 c}{\partial Z^2} \quad (1.1)$$

On a montré au début que le cas d'une plaque infiniment grande vis-à-vis son épaisseur h , la quantité d'eau absorbée en fonction du temps t , et comme pourcentage de la quantité d'eau absorbée à saturation M_∞ donne le gain en poids de l'eau qui peut s'écrire comme suit :

$$G = \frac{m - m_i}{m_\infty - m_i} = 1 - \frac{8}{\pi^2} \sum_{j=0}^{\infty} \frac{\exp(-(2j+1)^2 \pi^2 (D_z \times t / h^2))}{(2j+1)^2} = \frac{M_t}{M_\infty} \quad (1.2)$$

où m_i : teneur en poids de humidité initiale de la plaque de composite

m_m : teneur en poids de l'humidité à l'état saturé du composite

M_t : masse d'eau absorbée au temps t

M_∞ : masse à saturation

h : épaisseur de la plaque

Cette équation a été simplifiée et devient :

$$\frac{M_t}{M_\infty} = 1 - \exp \left[-7.3 \left(\frac{D_z \times t}{h^2} \right)^{0.75} \right] \quad (1.3)$$

L'absorption initiale est décrite par :

$$\frac{M_t}{M_\infty} = \frac{4}{h} \sqrt{\frac{D_z \times t}{\pi}} \quad (1.4)$$

Il est à noter que le quotient M_t/M_∞ est une fonction linéaire de $t^{1/2}$ temps jusqu'à des valeurs de l'ordre de 50 à 60 %, la partie suivante de la courbe est de forme curviligne jusqu'au point M_m (fig. 1.12). Le coefficient de diffusion est déterminé à partir de la pente de cette partie linéaire, ce qui explique la normalisation des représentations de la prise de poids du matériau en fonction de la racine carrée du temps. Pour les mêmes conditions hygrothermiques, les courbes de gain d'humidité en fonction du temps $t^{1/2}/h$ pour deux échantillons de différente épaisseur doivent se superposer complètement [19,23].

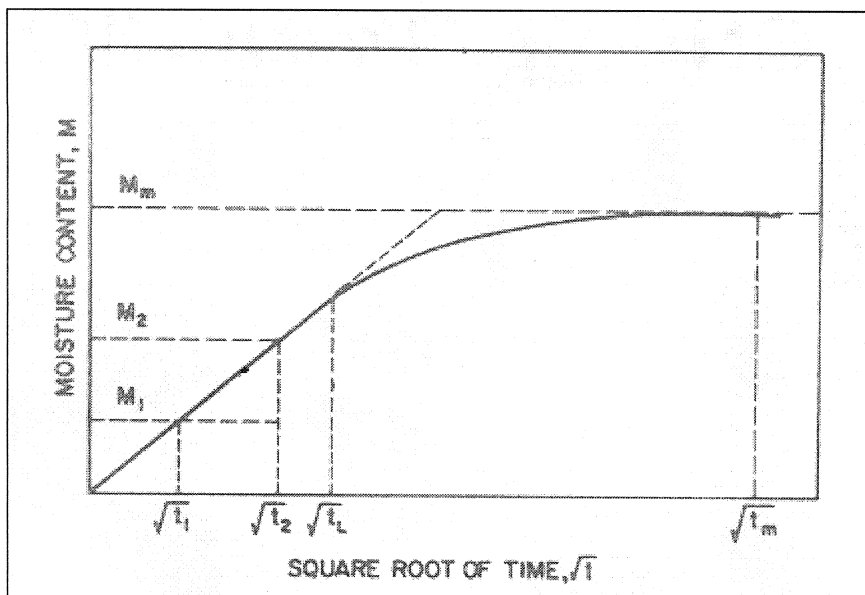


Figure 1.12 - Évolution du taux de prise de poids au cours du vieillissement hygrothermique (réf. [25])

Deux paramètres suffiront alors pour définir les propriétés de diffusion du milieu : les masses d'eau absorbées qui sont linéaires en fonction de $t^{1/2}$ initialement et à l'équilibre quand le matériau se met en équivalence avec l'environnement auquel il est exposé.

Il est difficile de mener une étude pareille sur un stratifié comportant plusieurs couches du fait qu'il est nécessaire de connaître à chaque instant les températures et le taux d'humidité à l'interface (couche/couche). Pour résoudre ce problème, un logiciel W8GAIN a été développé par l'Université du Michigan [19-20].

1.8.3 Effet de la post-cuisson sur l'absorption d'eau

Une étude menée par Liétard et al. [26] concernant l'effet de la post-cuisson sur l'absorption d'eau à 60 et 90°C révèle que la sensibilité de la résine vinylester Derakane 411-45 aux conditions de mise en œuvre engendre des variations non négligeables du comportement (figure 1.13).

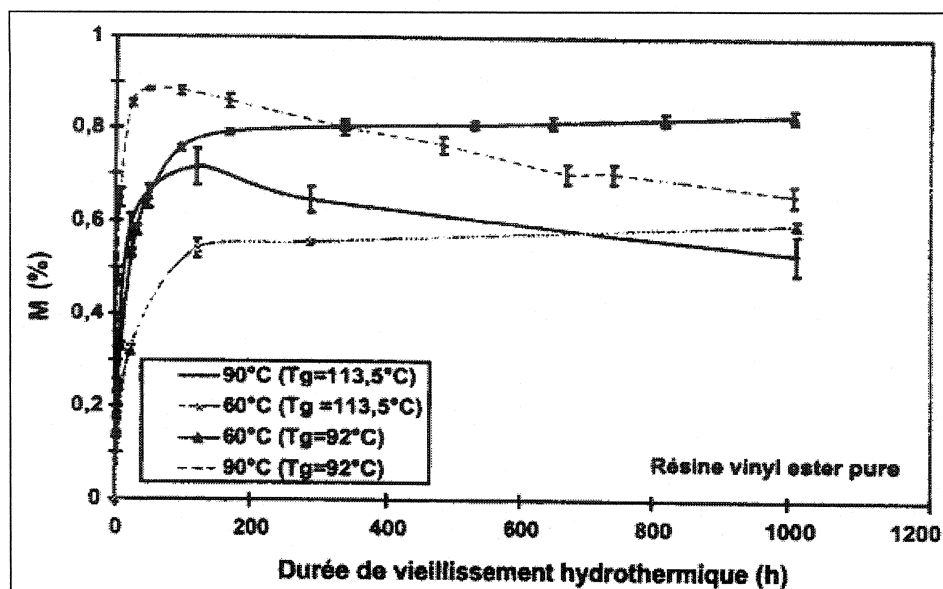


Figure 1.13 - Évolution du taux de prise de poids au cours du vieillissement hydrothermique (réf. [26])

Deux lots de résine vinylester, mis en œuvre dans les mêmes conditions mais à des températures et hygrométries ambiantes différentes, présentent, en effet, des courbes de prise de poids en immersion aqueuse à 60 et 90°C. La résine ayant $T_g=92^\circ\text{C}$ possédant une absorption supérieure à celle ayant $T_g=113.5^\circ\text{C}$. Une étude des cinétiques d'absorption d'eau à ces deux températures (figures 1.14 et 1.15) indique clairement que l'absence de post-cuisson génère [26] :

- une légère tendance à une absorption réelle d'eau supérieure;
- une perte de poids élevée dès les premières heures de vieillissement, quelle que soit la température de conditionnement.

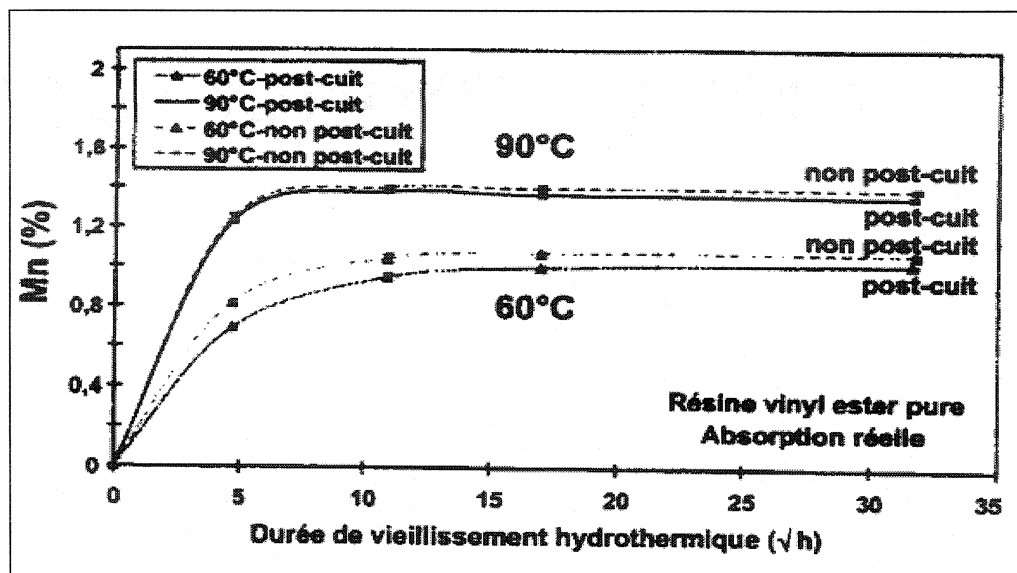


Figure 1.14 - Absorption réelle d'eau de la matrice en vinylester (réf. [26])

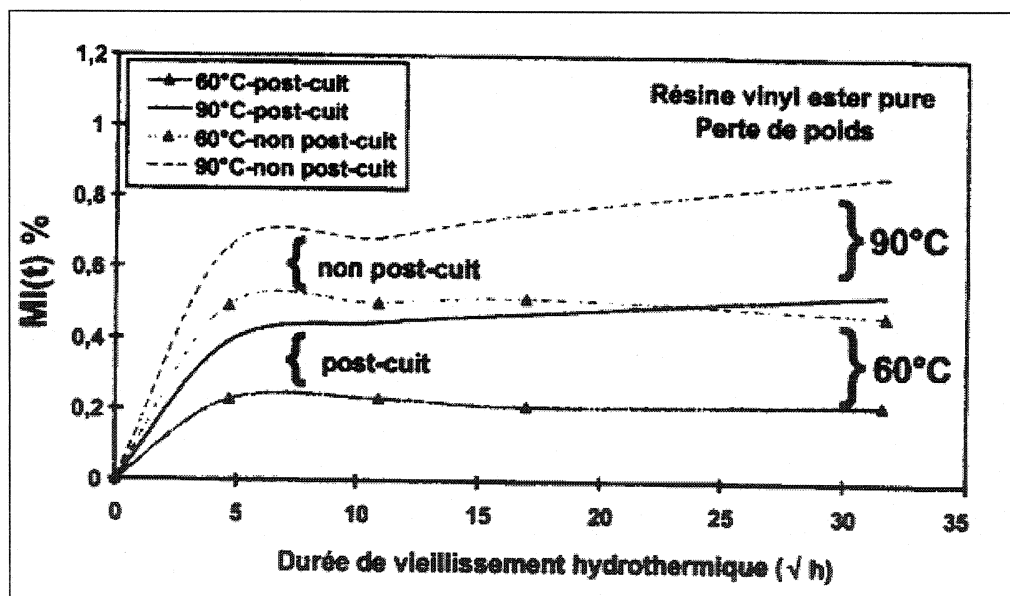


Figure 1.15 - Perte de poids de la matrice en vinylester (réf. [26])

Enfin, une observation des transitions mécaniques couplées à une analyse infrarouge de la résine vinylester, initialement post-cuite ou non, au cours du vieillissement hydrothermique (60°C et 90°C) de 1000 heures a permis les constatations suivantes [26]:

- une disparition de la phase de transition mécanique comprise entre 60°C et 70°C pour le réseau non post-cuit dès le premier jour d'immersion aqueuse à 60°C et 90°C analogue à celle observée après recuit (en étuve pendant 5 heures à 90°C) ;
- une diminution de la température de transition vitreuse T_g du réseau vinylester au cours du vieillissement accompagné d'un retour à la température initiale après étuvage significative du phénomène réversible de plastification.

Ces résultats confirment que la résine vinylester possède une bonne résistance chimique au vieillissement hydrothermique à 60 et 90°C (jusqu'à 1000 heures) et l'eau plastifie les réseaux d'une manière réversible. Le vieillissement hydrothermique à ces températures favorise d'une manière générale le recuit de la résine vinylester non post-cuite dès le premier jour de l'immersion aqueuse et donc la disparition des chaînes de polymères et du styrène résiduel libre. Cependant, en l'absence de post-cuisson, le vieillissement hydrothermique engendre une perte de matière supérieure dont les conséquences sur le comportement mécanique restent à préciser.

1.8.4 Dégradation de la matrice et plastification

L'absorption de l'humidité produit des changements volumétriques au niveau de la matrice correspondant au volume de la quantité d'eau absorbée. La relation suivante permet de calculer ce changement :

$$\frac{\Delta V(t)}{V_0} = \frac{\rho_m}{\rho_w} M \quad (1.5)$$

où ρ_m = densité de la matrice

ρ_w = densité de l'eau ($\approx 1000 \text{Kg/m}^3$)

M = quantité d'humidité piégée dans la matrice au temps t

L'absorption de l'humidité se fait jusqu'à l'atteinte d'un niveau de concentration maximale (M_{max}) correspondant aux molécules d'humidité absorbée par la matrice. Au delà de cette concentration, il y aura une augmentation du volume du matériau [7,19], ce qui déclenche ainsi le phénomène de plastification de la matrice.

Ce phénomène se traduit par une baisse plus ou moins sensible (selon la nature de l'élément plastifiant) de la température de transition vitreuse et des propriétés thermomécaniques du matériau. La plastification intervient le plus souvent lorsqu'une molécule de bas poids moléculaire s'intercale entre les chaînes du réseau. L'eau est l'un des principaux éléments plastifiants des réseaux thermodurcissables. Les molécules d'eau s'y substituent aux liaisons hydrogènes qui contribuent à l'édification et à la consolidation du réseau. Un autre mécanisme de plastification résulte de réarrangements conformationnels liés à la diffusion de l'eau dans la matrice. Sur le composite, la plastification engendre généralement les mêmes conséquences en termes de propriétés mécaniques que sur la résine pure (chute du module élastique, baisse de la température de transition vitreuse T_g). Par contre, cet effet peut augmenter la résistance à l'impact de la matrice en lui conférant une souplesse qui le rend moins fragile.

1.8.5 Effet de la température sur les composites

Les propriétés mécaniques et physiques des matériaux composites à matrice polymères sont sensibles aux variations de température. Une augmentation de la température d'utilisation cause une dégradation des propriétés du composite. Dans la majorité des cas, une élévation de la température entraîne une diminution significative du module de

Young et de la résistance en traction, compression et cisaillement du matériau [18, 21,27]. La température, à l'intérieur du matériau est fonction de la position et du temps. Plus le temps d'exposition est grand, plus l'effet sera néfaste sur les propriétés du matériau [7,18].

Dans un matériau composite dont la matrice est un polymère, c'est surtout les propriétés de la matrice plutôt que celles des fibres qui sont affectées par une augmentation de température. Un polymère qui est soumis à des températures d'utilisation élevées va généralement subir un adoucissement qui réduit sa résistance et son module.

À des températures inférieures à la température de transition vitreuse (T_g), les effets sont plutôt négligeables pour les polymères thermodurcissables (résine d'époxy et vinylester), contrairement aux thermoplastiques qui eux sont affectés. Les propriétés des thermodurcissables ne sont pas affectées par des températures de cet ordre car les liens secondaires, entre les macromolécules qui forment le polymère, sont des liens chimiques qui demeurent stables et la viscosité du polymère reste stable aussi [27].

En se rapprochant de la température de transition vitreuse (T_g), une diminution des propriétés de la matrice est spectaculaire. Il y alors des réactions chimiques qui se produisent et ceci entraîne une dégradation de la matrice qui peut aller jusqu'à la formation d'un gaz causant une fragilisation du matériau [18,28]. La température de transition vitreuse qui marque le passage du polymère de l'état vitreux à l'état caoutchouteux (fig. 1.16) où il peut alors y avoir mouvement des chaînes du polymère les unes par rapport aux autres, ce qui entraîne une diminution des propriétés mécaniques de matériau. Ce changement d'état du matériau qui forme la matrice va aussi causer un changement dimensionnel qui aura pour effet d'induire des contraintes dans le composite.

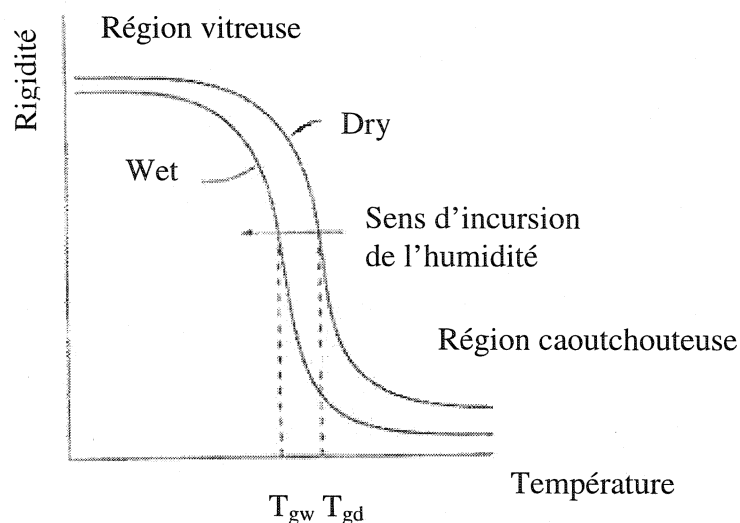


Figure 1.16 - Température de transition vitreuse d'un polymère en fonction de l'humidité (réf. [24])

Un autre facteur important à considérer est la différence qu'il y a entre les coefficients d'expansion thermiques des différents constituants du composite [18,29]. Selon les tableaux 1.1 et 1.2, nous pouvons constater cette différence : le coefficient d'expansion thermique du vinylester est 10 fois plus grand que celui des fibres de verre E. Cette différence entre les coefficients va donc causer des contraintes importantes aux interfaces fibres/matrice et ceci peut aller jusqu'à un vide à l'intérieur du stratifié. Le composite, qui contient déjà une proportion de vide ou de microvide, verra la proportion de celle-ci augmenter. Selon des études menées dans ce contexte, il a été démontré qu'un matériau composite contenant des vides et qui est soumis à des températures élevées va subir une diminution de ses propriétés car ces vides sont des sites idéaux pour l'initiation de fissures [18].

La figure 1.17 nous présente la variation du module longitudinal d'un stratifié à fibres unidirectionnelles, renforcé de fibres de verre E et de résine époxy, en fonction de la variation de la température [7]. Selon ce graphique, nous pouvons voir que le module du composite diminue lorsque la température augmente. Pour ce qui est de la courbe

présentée en pointillée, elle représente la variation du module de la matrice seulement. En comparant les deux courbes du graphique, on peut constater que pour une même variation de la température, le module de la résine d'époxy chute moins rapidement que celui du composite. Ces observations nous permettent de penser que la diminution des propriétés du stratifié n'est pas seulement causée par une dégradation de la matrice et qu'il y a probablement d'autres facteurs qui influencent la tenue du matériau aux températures élevées.

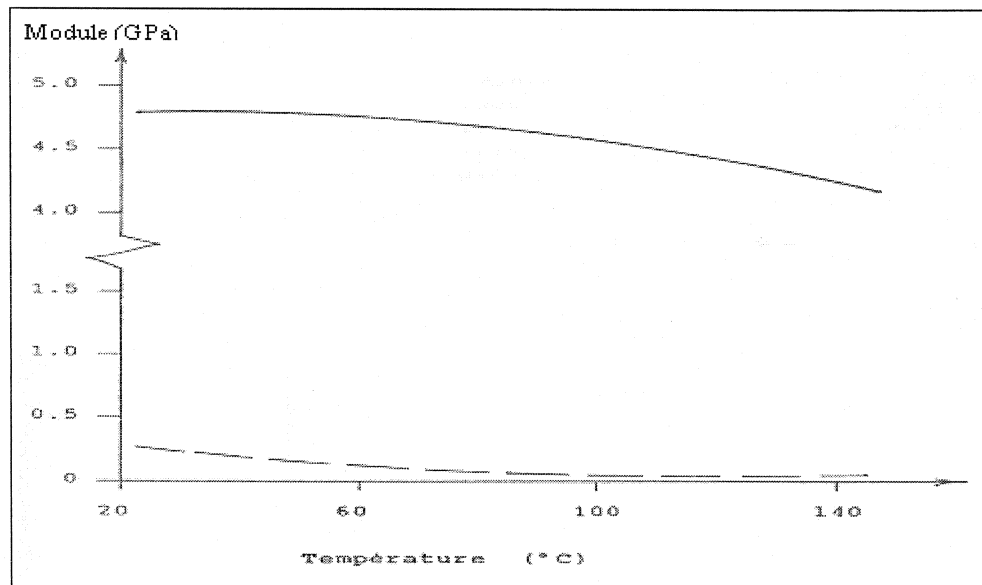


Figure 1.17 - Variation du module longitudinal d'un composite unidirectionnel en fonction de la température (réf. [7])

À la figure 1.18 qui représente la variation de la résistance des fibres de verre en fonction de la température, nous pouvons constater qu'à des températures de même ordre, il n'y a pas de dégradation des propriétés des fibres. La résistance des fibres ne commence à diminuer que lorsqu'on atteint une température d'environ 250°C et plus. Cette température est trop élevée pour des composites dont la matrice est en résine vinylester. À des températures inférieures à 200°C, les propriétés des fibres ne diminuent pas et elles n'ont probablement pas d'effet sur la diminution des propriétés des stratifiés. La diminution la plus importante du module du composite est

probablement due à une détérioration des interfaces fibres/matrice, ce qui entraîne une perte d'adhésion ou une décohésion des interfaces [18].

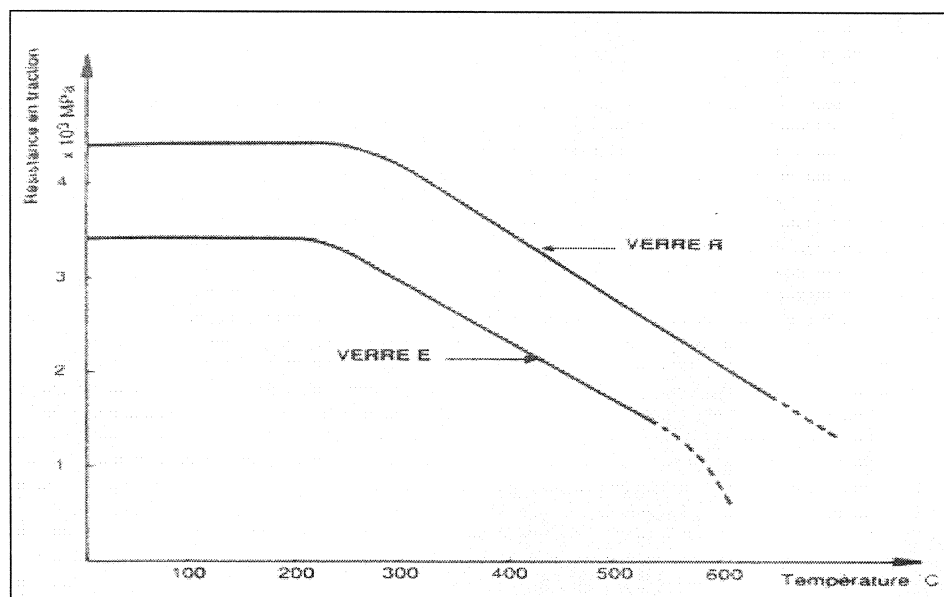


Figure 1.18 - Résistance des fibres de verre en fonction de la température (réf. [15])

Il y a une petite région d'environ $1\ \mu\text{m}$ autour des fibres de renfort qui est composée d'un matériau différent de celui de la matrice du composite. Le matériau de cette région est différent car il est affecté par les produits qui composent l'ensimage que l'on retrouve sur les fibres de verre. Comme nous l'avons expliqué précédemment, l'ensimage est un produit que l'on dépose sur les filaments de verre lors de leur fabrication. Leurs rôles est de donner de la cohésion entre les fibres, modifier la raideur des filaments, les protéger contre l'abrasion, favoriser l'imprégnation des fibres par la résine et améliorer la liaison entre les fibres et la résine [18]. On obtient ces effets en ajoutant à l'ensimage des agents filmogènes, des agents lubrifiants et des agents de pontage. L'ensimage est de composition assez complexe et c'est pour cette raison que lorsqu'il réagit avec la résine, il y a formation d'un nouveau matériau dont les propriétés sont différentes des autres constituants du composite.

Les propriétés du composite à des températures élevées dépendent du type d'ensimage qui est utilisé car il peut alors y avoir des réactions chimiques qui vont se produire et elles vont modifier l'efficacité des liens aux interfaces fibres/matrice. Une détérioration de la cohésion des interfaces est très nuisible car c'est ce qui permet le transfert de la contrainte entre les fibres et la matrice. Généralement, il y a formation de vide aux interfaces fibres/matrice suivi d'une coalescence et une croissance de ceux-ci, ce qui entraîne une décohésion des interfaces.

1.8.6 Effet des basses températures (CTD) sur les propriétés mécaniques d'un composite**

Dutta [30] a évalué de façon relative et quantitative le comportement fragile en compression d'un matériau composite unidirectionnel renforcé de fibres de verre, en développant un indice de la variation de la fragilité $\frac{b-a}{b}$ (figure 1.19) qui permet d'identifier la différence entre la résistance au seuil de l'écoulement et la résistance à la rupture. Une faible différence indique une fragilité plus élevée, pour deux conditions environnementales différentes telles que RTD* (24°C) et CTD** (-48°C) comme montré schématiquement à la figure 1.19.

*RTD : Room Temperature Dry

**CTD : Cold Temperature Dry

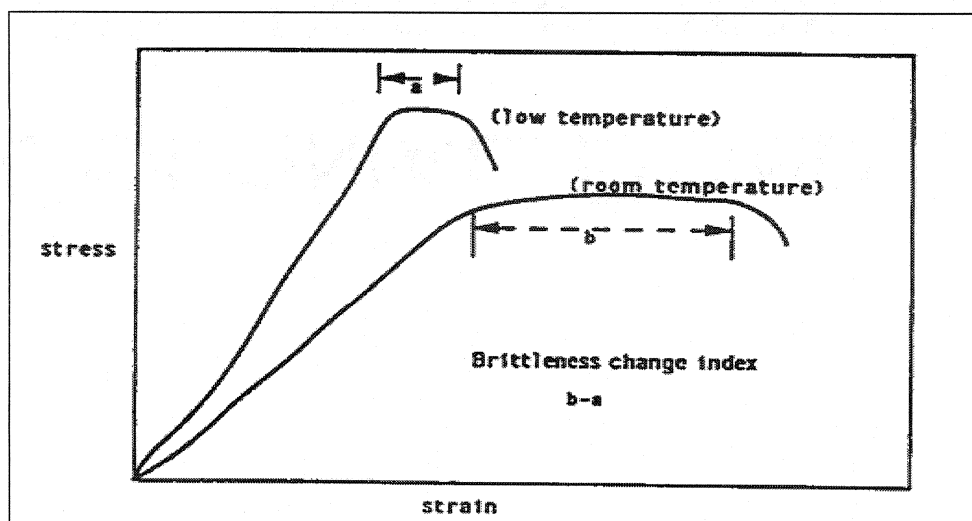


Figure 1.19 - Indice de fragilité entre la résistance à l'écoulement et la résistance ultime d'un matériau composite verre/polyester (réf. [30])

Cet auteur a confirmé que pour les échantillons refroidis à -48°C (Low temperature) la différence de résistance entre le seuil d'écoulement et la rupture finale a diminué de 28.2% par rapport à ceux testés à 24°C (Room temperature), indiquant ainsi un comportement plus fragile à basse température. Les échantillons testés en compression à différentes températures sont montrés à la figure 1.20 et les résultats d'essais sont récapitulés au tableau 1.5.

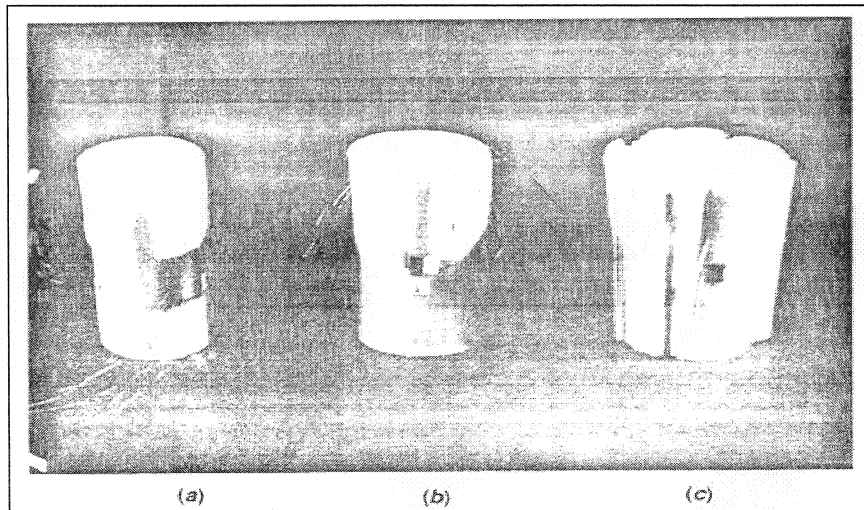


Figure 1.20 - Échantillons d'un composite verre/polyester testés en compression (a) non testé, (b) testé à RTD (24°C), (c) testé à CTD (-48°C) (réf. [30])

Deux facteurs ont influencé le changement des propriétés mécaniques du composite à température -48°C : (1) la contrainte résiduelle induite dans le composite en raison de la différence entre les coefficients d'expansion thermiques des différents constituants du composite (verre et polyester) et (2) la hausse de rigidité de la matrice de polyester à cette température.

Tableau 1.5 - Résultats des tests de compression sur un composite (réf. [30])

Propriétés mécaniques	Conditions de tests		Pourcentage de changement par rapport à RTD
	RTD (24°C)	CTD (-48°C)	
Résistance au seuil d'écoulement (MPa)	370.6	474.9	28.1
Résistance à la rupture (MPa)	472.0	554.0	17.4
Module élastique (GPa)	37.8	38.1	0.79
Déformation au seuil d'écoulement	9487	11992	26.4
Déformation à la rupture	12281	13997	14
Différence de déformations	2794	2005	-28.2
Coefficient de Poisson	0.30	0.29	-3.3

1.9 Caractérisation mécanique d'un composite exposé à un vieillissement hygrothermique

Des essais ont été réalisés par George S. [25] sur des échantillons en verre/vinylester Derakane 470-45, conditionnés dans deux niveaux différents de températures : 23°C et 93°C, en présence de l'humidité (100% HR) . Les propriétés mécaniques (en traction et en cisaillement interlaminaire) ont été évaluées par rapport au gain de masse des échantillons, sachant que le gain varie en fonction du temps (figure 1.21).

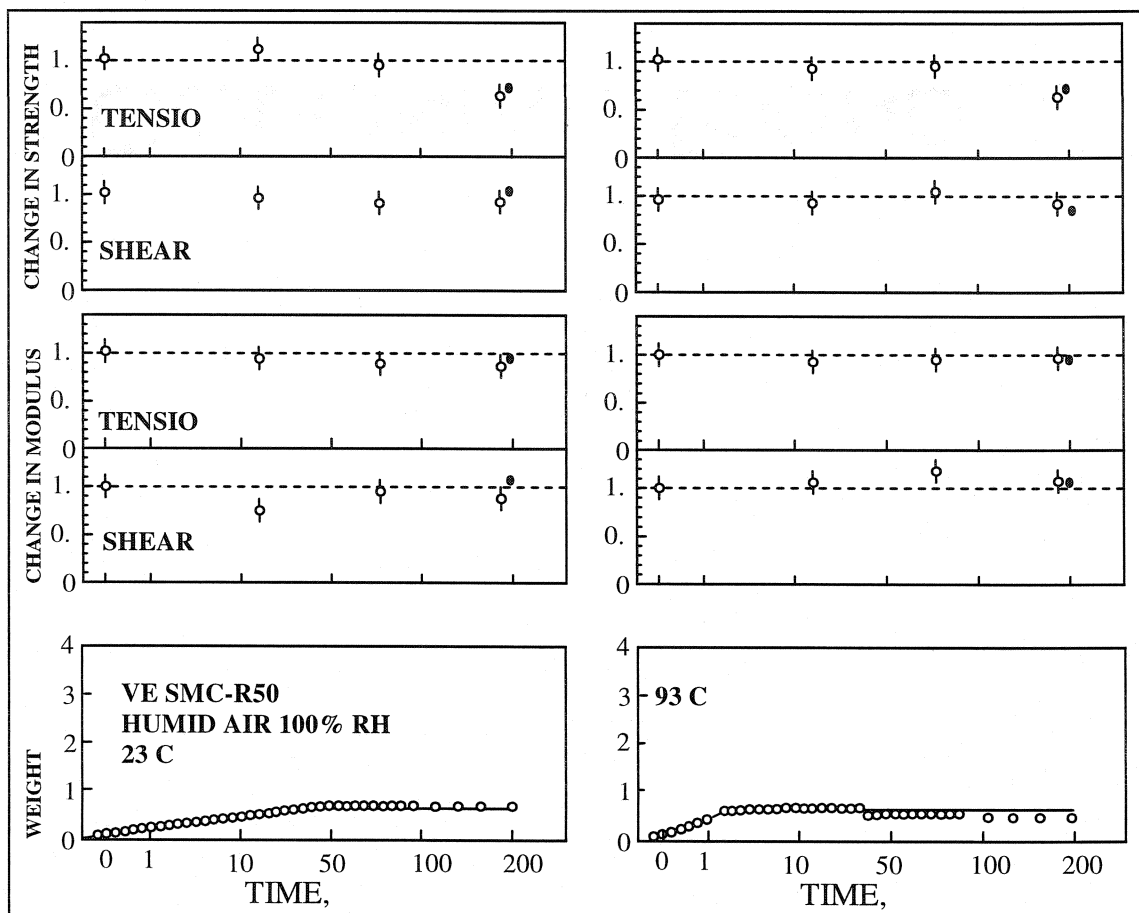


Figure 1.21 - Influence de la température et de l'humidité sur la résistance ultime et le module de traction et de cisaillement interlaminaire d'un composite verre/vinylester (réf. [25])

La figure 1.21 montre l'influence de la température en présence d'humidité (100% d'humidité relative) sur les modules et les résistances spécifiques (E/E_0 et S/S_0) en traction et en cisaillement pour un matériau composite verre/vinylester. Dans la même figure, on constate qu'à chaque condition d'essai, la masse des échantillons a d'abord augmenté puis s'est stabilisée pour une certaine durée. Ces courbes montrent également que parfois le poids ne demeure pas toujours constant après qu'il ait atteint saturation, mais a continué à augmenter ou diminuer. Ceci suggère que dans certaines conditions le transport d'humidité ait été effectué par un processus non Fickien.

La résistance ultime et le module à la traction et au cisaillement des échantillons ont été déterminés tout d'abord à la température ambiante (23°C) et immédiatement après que les matériaux aient été reçus, avant même d'être placés dans une chambre à atmosphère contrôlée. Les résultats de ces mesures identifiées sur les courbes de comportement par l'indice (o) sont énumérés au tableau 1.6. Les échantillons reçus ont été séchés à 66°C et leurs propriétés ont été alors mesurées. Afin d'évaluer l'effet de la taille sur la résistance et le module de cisaillement, des résultats ont été obtenues avec deux échantillons de deux tailles différentes. La taille de l'échantillon n'a pas affecté de manière significative la résistance et le module de cisaillement.

Tableau 1.6 - Résistances et modules initiaux du matériau à 23°C

Propriétés	Valeurs
Résistance ultime en traction (MPa)	165
Module de traction (GPa)	7
Résistance en cisaillement interlaminaire (MPa)	35
Module de cisaillement (GPa)	4

Les résultats présentés dans la figure 1.21 indiquent que l'exposition à un environnement humide affecte la résistance et le module des matériaux. La température et l'humidité ont l'effet le plus prononcé sur les propriétés mécaniques du composite. Cependant, il ne semble qu'il n'y a pas une corrélation claire entre les pertes de la résistance et de module avec le changement de masse. La température et l'humidité ont un effet parfois bénéfique sur les propriétés des composites à matrice polymère.

George S. [25] a étudié les propriétés mécaniques d'échantillons immergés pendant six mois dans un environnement humide en présence de la température puis été séchés à 66°C pendant trois semaines. Ces données sont représentées par des cercles pleins (●) sur la figure 1.21. Il a été constaté qu'après séchage du matériau, certains échantillons ont perdu leurs propriétés mécaniques.

1.10 Mécanismes de rupture dans les matériaux composites

1.10.1 Rupture des composites unidirectionnels

La rupture dans les composites unidirectionnels est assez complexe car se sont des matériaux anisotropes et hétérogènes. Les pièces en matériau composite sont généralement fabriquées pour des applications précises. Il est donc difficile de généraliser les micromécanismes qui interviennent lors de la rupture car l'état des contraintes dans les pièces est très différent selon leurs utilisations. Pour le stratifié que nous avons étudié, on peut retrouver principalement trois types de rupture : la rupture par délaminage, la rupture translaminaire et une combinaison de ces deux types. Dans la section qui suit, nous allons décrire les caractéristiques de ces différents modes de rupture [23].

1.10.1.1 Endommagement

Les mécanismes d'endommagement des composites unidirectionnels et bidirectionnels dépendent essentiellement du mode de sollicitation [23]. Trois principaux modes d'endommagement peuvent intervenir sur les composites sus-cités : les ruptures des fibres, l'endommagement de la matrice et la décohésion interfaciale.

Les ruptures des fibres s'amorcent au niveau des défauts quand la contrainte excède la contrainte à la rupture. Une rupture de fibre est représentée schématiquement à la figure 1.22a. L'interface autour de la fibre peut également se rompre, entraînant un déchaussement de celle-ci; la zone touchée est alors lieu d'une forte concentration de contraintes [23].

Le phénomène d'endommagement de la matrice se déroule en deux étapes (figure 1.22b) : les microfissurations qui apparaissent au niveau des défauts présents dans la matrice (inclusions, porosités...) se propagent ensuite selon la direction perpendiculaire

à la charge. Si la contrainte en fond de fissure est suffisamment importante, la fissure peut provoquer, à l'arrivée d'une interface, une rupture de fibre ou un décollement interfacial (l'une de ces deux possibilités sera favorisée par rapport à l'autre selon la plus ou moins bonne cohésion fibre/matrice) [23].

Le mécanisme de décohésion interfaciale s'accompagne en général de décohésions aux interfaces fibre/matrice (figure 1.22c). De la qualité de l'adhésion à l'interface dépendra grandement du mode de rupture lors d'un essai : en traction dans l'axe des fibres, par exemple, une interface très résistante aura pour conséquence une rupture de type fragile (chaque rupture de fibre s'accompagne d'une propagation de la fissure perpendiculairement à la contrainte); en revanche, si l'interface est faible, le composite se comporte comme un faisceau de fibres non liées (une fibre cassée ne participe plus à la résistance de l'ensemble) [23].

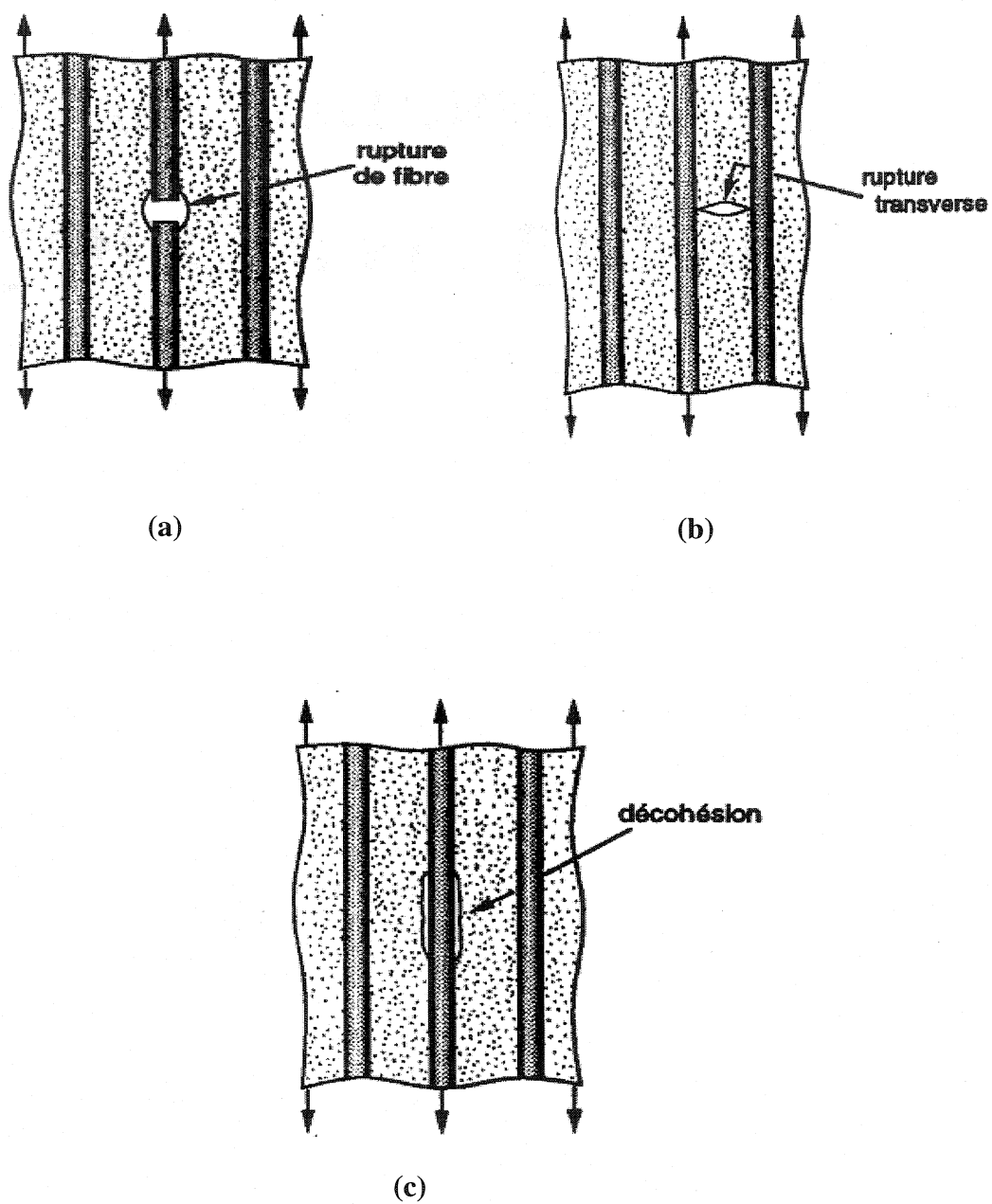


Figure 1.22 - Mécanismes d'endommagement des composites unidirectionnels :
(a) rupture des fibres, (b) rupture transverse de la matrice
et (c) décohésion fibre/matrice (réf. [31])

1.10.1.2 Rupture par délaminage

Le délaminage se produit sur des plans parallèles à l'orientation des fibres. Ce type de rupture est le problème majeur des composites à renfort unidirectionnel car la fissure est libre de se propager, il n'y a aucune fibre pour entraver sa progression. Le délaminage est surtout caractérisé par une rupture de la matrice ou par une décohésion de l'interface fibres/matrice. Il peut aussi y avoir rupture de quelques fibres lorsqu'elles sont mal alignées. La rupture par délaminage peut se produire selon trois modes différents (voir figure en bas). Le mode (I) pour un chargement en tension, le mode (II) lorsque le cisaillement est parallèle à l'orientation des fibres et le mode (III) pour un cisaillement perpendiculaire à l'orientation des fibres [18,32].

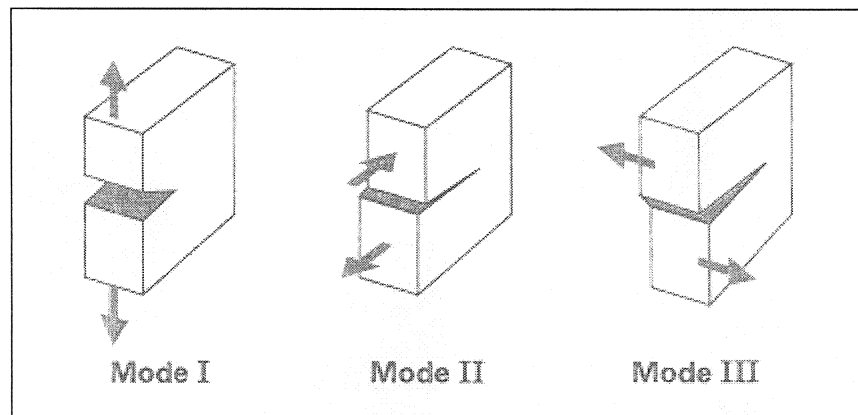


Figure 1.23 - Modes de sollicitations en mécanique de la rupture (réf. [32]_{bis})

- Mode I : ce mode de rupture est caractérisé par un chargement en tension qui est appliqué perpendiculairement à l'orientation des fibres de renfort. Pour ce mode, la rupture se produit habituellement par clivage de la matrice ou par décohésion de fibres. Dans lequel on retrouve un seul plan de rupture ayant des surfaces lisses (figure 1.23).
- Mode II : pour ce mode, le délaminage se produit par un cisaillement de la matrice suite à des forces appliquées parallèlement à l'orientation des fibres de renfort qui

produit un glissement des surfaces les unes par rapport aux autres suivant deux directions opposées. La surface de rupture ainsi obtenue est très rugueuse et accidentée car il y a beaucoup de séparation fibres-matrice et une rupture fragile en tension des régions de la matrice (figure 1.23).

- Mode III : l'application de forces transversales perpendiculaires à l'orientation des fibres cause un déplacement des surfaces parallèlement au front de fissuration. Comme pour les autres modes, la rupture se produit par décohésion de l'interface fibres/matrice et par une rupture fragile en tension de la matrice (figure 1.23).

1.10.1.3 Rupture translaminaire

La rupture translaminaire se produit sur des plans perpendiculaires à l'orientation des fibres. Contrairement au délaminage, il y a rupture des fibres de renfort. La résistance des fibres étant très élevée, cette rupture cause des déformations assez importantes. Les faciès des ruptures sont très irréguliers et différents de ceux que l'on retrouve lors du délaminage. La rupture translaminaire peut se produire soit en tension ou en compression. Lorsqu'une poutre est chargée en flexion et qu'il y a rupture de celle-ci, on va retrouver les deux types de rupture sur un même faciès. Il y a d'un côté de l'axe neutre une rupture en tension et de l'autre côté une rupture en compression. Il y a aussi déplacement de l'axe neutre si on a plus de fissuration d'un bord que de l'autre [18].

1.10.1.3.1 En traction

La rupture translaminaire en traction donne un faciès de rupture très accidenté avec beaucoup de fibres ou paquets de fibres en saillies. On peut voir sur la figure 1.24 les trois types de ruptures en tension que l'on rencontre le plus fréquemment dans les composites unidirectionnels. Dans la figure 1.24a, la rupture est fragile sans arrachement de fibres où la fraction volumique des fibres F_v est inférieure à 40 %. Dans la figure 1.24b, nous avons aussi une rupture fragile, mais cette fois il y a arrachement de fibres

(F_v est comprise entre 40 et 65 %), le faciès de rupture est plus irrégulier, car il y a des fibres ou des paquets de fibres en saillies. Pour le dernier cas (figure 1.24c), la rupture est fragile avec séparation des fibres de la matrice et cisaillement de la matrice. Cette décohésion de l'interface est concentrée près de la surface de rupture.

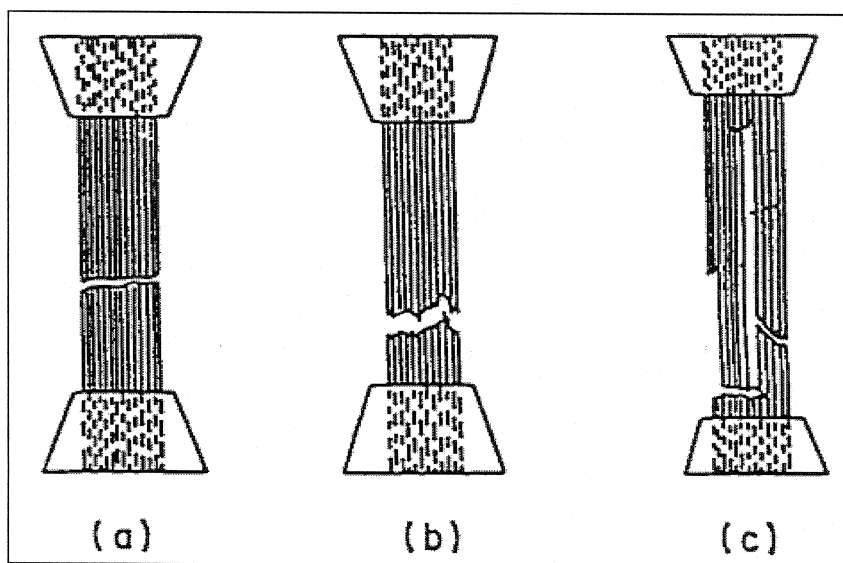


Figure 1.24 - Mode de rupture en traction dans les matériaux composites unidirectionnels : (a) fragile (b) fragile avec déchaussement de fibres (c) irrégulière (réf. [24])

De même, l'influence de la direction de la sollicitation sur ces modes de rupture est donnée par les points suivants:

- En traction dans l'axe des fibres, les trois modes interviennent : l'endommagement s'initie par des fissurations de la matrice qui se développent ensuite perpendiculairement aux fibres et entraînent des décohésions aux interfaces. L'accumulation de l'endommagement crée des zones de concentration de contraintes qui provoquent en fin d'essai la rupture des fibres et mènent à la rupture finale.
- En traction perpendiculaire aux fibres, seule la matrice et les interfaces sont sollicitées, des microfissures s'y développent au niveau des défauts; la qualité d'adhésion

fibre/matrice détermine ensuite quel type de microfissures se propageront et provoqueront la rupture de l'échantillon.

- En traction déviée par rapport aux fibres, la matrice et les fibres sont toujours sollicitées et peuvent être endommagées. La répartition entre les modes d'endommagement varie en fonction de l'inclinaison des fibres par rapport à la direction de la sollicitation. En champ moyen, la contrainte de cisaillement maximal s'établit dans les directions inclinées de 45° par rapport à l'axe de traction. Cette configuration est donc la plus favorable au développement d'un endommagement interfacial par cisaillement [23].

1.10.1.3.2 En compression

Le faciès d'une rupture en compression est généralement régulier et assez plat par rapport à la rupture en tension. On retrouve à la figure 1.25 les trois types de rupture en compression que l'on peut observer dans les composites unidirectionnels. Ce type de rupture peut donc se produire par délaminage, flambage des fibres ou par compression des fibres.

La rupture par flambage (figure 1.25a) est celle que l'on retrouve le plus souvent. Il y a en premier lieu un microflambage de quelques fibres, ce qui a pour effet de concentrer les contraintes dans cette région et il y a formation d'une bande de flambage [7,33]. Ce type de rupture produit sur les extrémités des fibres. La rupture représentée à la figure 1.25b est causée par l'allongement transversal dû à l'effet de Poisson. Alors, la différence du coefficient de Poisson des fibres et de la matrice génère des contraintes qui peuvent se développer dans la matrice. Dans la figure 1.25c, le mode de rupture appelé par cisaillement ou compression pure des fibres est celui le plus courant. Dans lequel le faciès de la rupture est orienté, en formant un angle de 45° avec la direction de la charge. Lors d'une rupture catastrophique, il est très difficile de distinguer si le composite est

endommagé par compression pure ou par flambement des fibres. Alors, les déplacements aléatoires des zones de flambement sont mis en cause [32].

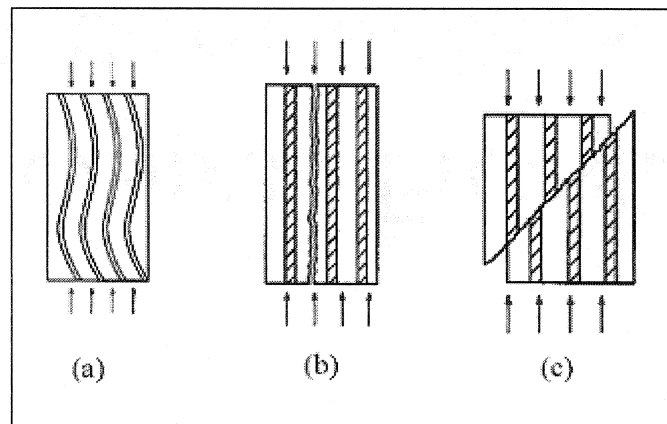


Figure 1.25 - Mode de rupture en compression des composites unidirectionnels : (a) flambage des fibres, (b) rupture causée par l'allongement transversal dû à l'effet de Poisson, (c) rupture causée par cisaillement (réf. [24])

1.10.1.3.3 Rupture mixte

Le dernier mode de rupture que l'on peut rencontrer pour ces matériaux est une combinaison des modes précédents. Le bris de la pièce se produit donc simultanément par une rupture translaminaire et par délaminage. La rupture mixte peut s'observer pour des chargements complexes et pour des pièces qui contiennent beaucoup de défauts. Les faciès des pièces qui vont subir une rupture mixte seront formés d'un jumelage des observations qui ont été décrites précédemment.

1.11 Normalisation

1.11.1 Procédure de normalisation

Selon la référence [1], la méthode de normalisation est exécutée pour la comparaison directe des résultats d'essais mécaniques, ajustant des valeurs d'essai sur un contenu indiqué de volume de fibres. Donc, la normalisation des données est une mesure permettant de réduire la variabilité entre les résultats expérimentaux pour les stratifiés contenant une fraction volumique de fibres importante. Ce processus est justifié sur la base que la majeure partie de la charge est supportée par les fibres.

1.11.2 Propriétés concernées par la normalisation

Tableau 1.7 - Propriétés mécaniques à normaliser (réf. [1])

Propriétés	Stratifié concerné	
	DERKANE 411.350/ verre-E satin 7781	DERKANE 411.350/ verre-E unidirect. 1543
Résistance et module de traction L (0°, chaîne)	☑	☑
Résistance et module de traction T (90°, trame)	☑	
Résistance et module de compression L (0°, chaîne)	☑	☑
Résistance et module de compression T (90°, trame)	☑	

1.11.3 Propriétés non-concernées par la normalisation

Tableau 1.8 - Propriétés mécaniques à ne pas normaliser (réf. [1])

Propriétés	Stratifié non-concerné	
	DERKANE 411.350/ verre-E satin 7781	DERKANE 411.350/ verre-E unidirect. 1543
Résistance et module de traction T (90°, trame)		☑
Résistance et module de compression T (90°, trame)		☑
Résistance et module de cisaillement plan		☑
Résistance de cisaillement interlaminaire		☑
Coefficient de Poisson		☑

1.11.4 Hypothèses

- La méthode est fondée sur l'hypothèse que la relation entre le rapport de la fraction volumique des fibres et la résistance ultime du composite est linéaire à travers l'entière gamme des rapports de fibres/résine [1].
- Le volume des fibres n'est pas généralement mesuré pour chaque échantillon d'essai. Donc, cette méthode compte la variation du volume des fibres entre les échantillons de façon individuelle, en employant une relation entre la fraction volumique de fibre et l'épaisseur du pli de composite cuit (CPT). Ce rapport est pratiquement linéaire dans l'intervalle de fraction volumique des fibres dans l'intervalle de 45 à 65 % (figure 1.26).

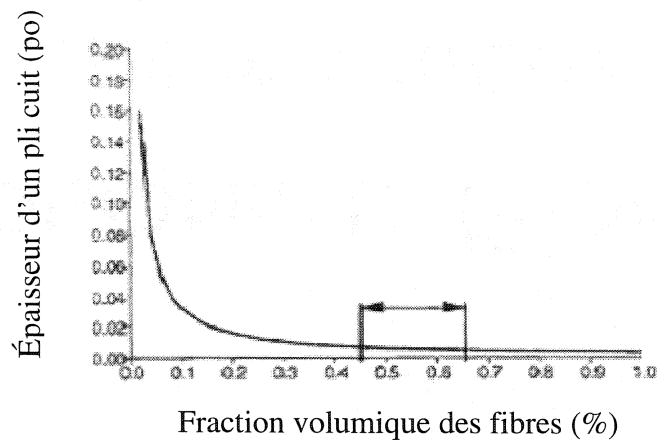


Figure 1.26 - Corrélation entre l'épaisseur d'un pli cuit et la fraction volumique des fibres d'un composite (réf. [2])

1.11.5 Méthodologie du calcul

Définir une épaisseur équivalente de fibre qui résulterait, si la fibre de matériau pouvait être formée dans une feuille pleine d'épaisseur uniforme sans aucun espacement entre les filaments [1].

$$t_f = \frac{FAW}{\rho_f} \quad (1.6)$$

où t_f = épaisseur équivalente d'une couche pleine de fibre
 FAW = masse surfacique de fibre de renfort
 ρ_f = densité de fibre

- La fraction volumique de fibres dans un stratifié est l'épaisseur de cette couche de fibre divisée par l'épaisseur totale du stratifié.

$$FV = \frac{t_f}{CPT} \quad (1.7)$$

où FV = fraction volumique de fibres.

CPT : épaisseur de pli du stratifié traité

- Il suit cela :

$$FV = \frac{FAW}{\rho_f \times CPT} \quad (1.8)$$

et

$$FV_{normalizé} = \frac{FAW_{nominal}}{\rho_f \times CPT_{normalizé}} \quad (1.9)$$

et

$$FV_{spécimen} = \frac{FAW_{spécimen}}{\rho_f \times CPT_{spécimen}} \quad (1.10)$$

où FV_{normalisé} = fraction volumique spécifique de fibre

FV_{spécimen} = fraction volumique de fibre du spécimen

FAW_{nominal} = masse surfacique de fibre nominale obtenue à partir des spécifications matérielles ou toute autres sources

FAW_{spécimen} = masse surfacique de fibre réelle de spécimen

CPT_{normalisé} = épaisseur du pli traité correspondant à la fraction volumique de fibre normalisée

CPT_{spécimen} = épaisseur réelle du pli de spécimen (épaisseur de spécimen divisée par le nombre de plis)

- La combinaison des deux équations précédentes rend :

$$\frac{FV_{normalizing}}{FV_{spécimen}} = \frac{FAW_{no\ min\ al}}{FAW_{spécimen}} \times \frac{CPT_{spécimen}}{CPT_{normalizing}} \quad (1.11)$$

Et donc :

$$La\ valeur\ normalisée = la\ valeur\ du\ test \times \frac{FV_{normalizing}}{FV_{spécimen}} \quad (1.12)$$

$$La\ valeur\ normalisée = la\ valeur\ du\ test \times \frac{FAW_{no\ min\ al}}{FAW_{spécimen}} \times \frac{CPT_{spécimen}}{CPT_{normalizing}} \quad (1.13)$$

Assumant une différence négligeable entre le FAW, l'équation 1.13 peut être réécrite comme :

$$La\ valeur\ normalisée = la\ valeur\ du\ test \times \frac{CPT_{spécimen}}{CPT_{normalizing}} \quad (1.14)$$

1.12 Analyse statistique

Comparativement aux matériaux isotropes, les propriétés des matériaux composites exhibent un degré élevé de variabilité. Cette variabilité est due à plusieurs facteurs, entre autres le procédé de fabrication, la manipulation du matériau (facteur humain), l'ordre d'empilement, les conditions environnementales (pendant et après la fabrication) et les méthodes d'essai. Dans certains cas, la variation des défauts liés à ces facteurs est la cause apparente. La variabilité, qui est directement liée aux méthodes d'essai, a été réduite au minimum au cours des années par la recherche et la normalisation. Néanmoins, le coût des tests des matériaux composites est relativement élevé. Ceci est dû à la nature orthotropique de ces matériaux comparativement à ceux isotropiques qui

demandent par conséquent des techniques statistiques avancées pour déterminer les valeurs admissibles qui peuvent être considérées lors du design des structures [1].

1.12.1 Méthodologie d'analyse

Les analyses statistiques et la génération d'un design admissible à partir des valeurs A-basis et B-basis (voir définitions en annexe A) peuvent être effectuées en utilisant la méthodologie présentée par la référence [1]. Dans cette méthode, les données sont recueillies à partir des quatre conditions environnementales {de basse température (froid) à sec (CTD), de température élevée en présence d'humidité (ETW), de température ambiante à sec (RTD) et de température élevée à sec (ETD)}. Les lots d'où proviennent les échantillons et les panneaux sont employés conjointement pour obtenir des informations statistiques sur la condition d'essai et le mode de rupture correspondants.

La méthodologie pour produire un design admissible est présentée par un processus d'étapes, qui suppose que toutes les données sont obtenues à partir des essais et dans chaque condition environnementale. Sachant qu'un logiciel ASAP [33]_{bis} développé par Wichita State University.U.S.A a été utilisé cela a pour but de faciliter la tâche aux expérimentateurs de traiter leurs résultats, après avoir été normalisés.

Les étapes de détermination des valeurs de base de design sont présentées comme suit :

1. Normaliser toutes les données conformément à la section 1.12, ce procédé de normalisation expliquera les variations de la fraction volumique des fibres qui se trouve entre les échantillons de façon individuelle, les panneaux et les différents lots du matériau.
2. Pour une condition d'essai simple (telle que la résistance de compression suivant la direction chaîne par exemple), rassembler les données pour chaque condition

environnementale (CTD, RTD, ETW et ETD). Le nombre d'observations en chaque condition environnementale est n_j où l'indice j représente le nombre total des conditions environnementales mises en commun.

- a- Pour la résistance : $\{n_j = 55 \text{ observations dans (ETW et RTD) et } n_j = 11 \text{ observations le cas de (CTD et ETD)}\}$.
- b- Pour le module : $\{n_j = 20 \text{ observations dans (ETW et RTD) et } n_j = 04 \text{ observations le cas de (CTD et ETD)}\}$.

Ensuite, calculer la moyenne arithmétique \bar{x} des observations recueillies à partir des essais effectués sur les échantillons et calculer l'écart-type s pour chaque environnement par l'intermédiaire des deux formules suivantes :

$$\bar{x} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n x_i \quad (1.15)$$

et

$$s^2 = \frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2 \quad (1.16)$$

3. Normaliser les données dans chaque condition environnementale, en divisant chaque valeur de résistance par la résistance moyenne pour l'environnement correspondant. La normalisation aura comme conséquence toutes les données ayant un moyen de 1.0 et mettre toutes les valeurs normalisées de chaque environnement ensemble et dans un seul groupe.
4. Pour chaque groupe normalisé, calculer le nombre d'échantillons N , la moyenne arithmétique \bar{x} et l'écart-type s par l'intermédiaire des équations sus-citées. Pour le groupe normalisé et mis en commun, une comparaison visuelle du meilleur

ajustement de la normalité doit être effectuée. Cela se fait après avoir construit le graphique qui présente toutes les données suivant une tendance normale.

5. Calculer les facteurs de tolérance de A-basis et B-basis de la distribution normale pour chaque environnement j qui est basée sur le nombre d'échantillons N , dans le groupe mis en commun, et le nombre d'échantillons dans chaque n_j . Le facteur de tolérance (nombre d'écart-type) $(K_B)_j$ de B-basis peut être approximé par la relation suivante :

$$(K_B)_j = Z_B \sqrt{\frac{f}{Q}} + \sqrt{\frac{1}{c_B \times n_j} + \left(\frac{b_B}{2 c_B}\right)^2} - \frac{b_B}{2 c_B} \quad (1.17)$$

où n_j est le nombre d'observations de l'environnement choisi (un sous ensemble de N , le nombre total d'observations mises en commun) et Z_B variable aléatoire normale standard. Dans le cas du calcul de B-basis, Z_B est pris en tant que 1.28115 (probabilité 90 %). L'indice j est employé pour indiquer le facteur de tolérance pour un environnement spécifique. Les coefficients b_B et c_B sont donnés par les relations suivantes :

$$b_B(f) = 1.1372 \frac{1}{\sqrt{f}} - 0.49162 \frac{1}{f} + 0.18612 \frac{1}{f\sqrt{f}} \quad (1.18)$$

$$c_B(f) = 0.36961 + 0.0040342 \frac{1}{\sqrt{f}} - 0.71750 \frac{1}{f} + 0.19693 \frac{1}{f\sqrt{f}} \quad (1.19)$$

où $f = N - 2$ est le nombre de degrés de libertés de la variance. Dans le cas où $f \geq 3$, Q peut être approximé par la relation suivante :

$$Q = f - 2.327\sqrt{f} + 1.138 + 0.6057 \frac{1}{\sqrt{f}} - 0.3287 \frac{1}{f} \quad (1.20)$$

Le facteur de tolérance (nombre d'écart-type) $(K_A)_j$ de A-basis peut être approximé par la relation suivante :

$$(K_A)_j = Z_A \sqrt{\frac{f}{Q}} + \sqrt{\frac{1}{c_A n_j} + \left(\frac{b_A}{2c_A}\right)^2} - \frac{b_A}{2c_A} \quad (1.21)$$

où n_j est le nombre d'observations de l'environnement choisi (un sous ensemble de N , le nombre total d'observations mises en commun) et Z_A variable aléatoire normale standard. Dans le cas du calcul de B-basis, Z_A est pris en tant que 2.32635 (probabilité 99 %). L'indice j est employé pour indiquer le facteur de tolérance pour un environnement spécifique. Les coefficients b_A et c_A sont donnés par les relations suivantes :

$$b_A(f) = 2.0643 \frac{1}{\sqrt{f}} - 0.95145 \frac{1}{f} + 0.51251 \frac{1}{f\sqrt{f}} \quad (1.22)$$

$$c_A(f) = 0.36961 + 0.0026958 \frac{1}{\sqrt{f}} - 0.65201 \frac{1}{f} + 0.011320 \frac{1}{f\sqrt{f}} \quad (1.23)$$

où $f = N - 2$ est le nombre de degrés de liberté de la variance. Dans le cas où $f \geq 3$, Q peut être approximé par relation suivante :

$$Q = f - 2.327\sqrt{f} + 1.138 + 0.6057 \frac{1}{\sqrt{f}} - 0.3287 \frac{1}{f} \quad (1.24)$$

6. Calculer la distribution normale A-basis et B-basis permise en utilisant l'écart-type et les facteurs de tolérance mis en commun pour chaque condition environnementale j par l'intermédiaire de l'équation suivante :

$$A_j = \bar{x} - (K_A)_j s \quad (1.25)$$

Ce nombre doit être inférieur à 1. La distribution normale B-basis pour chaque condition environnementale j est calculé par l'intermédiaire de l'équation suivante :

$$B_j = \bar{x} - (K_B)_j s \quad (1.26)$$

7. Multiplier les valeurs mises en commun de base obtenues à l'étape 6 par la résistance moyenne calculée pour chaque environnement obtenu à l'étape 2. Ces valeurs deviennent alors les valeurs de A-basis et B-basis pour chaque condition environnementale à part.

1.12.2 Détection d'une observation aberrante (test for outlier)

Une fois que les données de la résistance ou du module sont produites pour chaque condition d'essai, les données devraient être examinées en parallèle puisque ces valeurs peuvent avoir une influence substantielle sur l'analyse statistique. Ce criblage peut être fait visuellement. Les données utilisées pour le criblage devraient être examinées pour s'assurer qu'il n'y a pas d'observations aberrantes (**MNR Method** : The **Maximum Normed Residual**) pour chaque condition environnementale. Cette méthode, suggérée par MIL-HDBK-17, est employée pour détecter les observations aberrantes.

Le test MNR déclare une valeur pour être une observation aberrante (outlier) s'il y a une déviation absolue par rapport à la réponse moyenne \bar{x} du comportement des échantillons qui est une fois comparé à l'écart-type s du même groupe, trop grand pour être dû à la chance. Cette méthode peut seulement détecter une observation aberrante (outlier) d'un groupe ou sous-groupe choisi à la fois; par conséquent, une fois qu'une (outlier) est détectée, elle doit être enlevée et la réexécution d'analyse pour vérifier les outliers additionnelles.

Sachant que les grandeurs obtenues $x_1, x_2, x_3, \dots, x_n$ suite aux tests des échantillons de taille n , la moyenne arithmétique \bar{x} et l'écart-type s . La formule arithmétique, à partir de laquelle on peut détecter les observations aberrantes (outliers), est la suivante :

$$MNR_i = \max \frac{|x_i - \bar{x}|}{s}, \quad \text{où } i=1, 2, 3, \dots, n \quad (1.27)$$

La valeur obtenue à partir de cette équation est comparée à la valeur critique CV pour la dimension n du groupe d'échantillons prise de la référence[1] (tableau 7, p.45) . Si le MNR calculé est plus petit que la valeur critique, alors aucune observation aberrante (outlier) n'est détectée dans l'échantillon. Si la valeur de MNR est plus grande que la valeur critique, la valeur de la grandeur est déclarée une observation aberrante (outlier). Dans ce cas, un jugement doit être fait afin que l'outlier soit retenu ou bien éliminé. C'est une procédure à suivre suivant le MIL-HDBK-17 afin de pouvoir prendre la bonne décision. Dans le but de la simplification de l'étude, une fois qu'un outlier est détecté, on le signale juste pour expliquer une certaine anomalie sans passer par la procédure complète de discussion.

En général, et pour un matériau composite, le coefficient de variation typique CV {écart-type (s)/ moyenne arithmétique(\bar{x})} varie entre 4 % à 10 %. Des coefficients de variation inférieurs peuvent être provoqués par la fabrication des échantillons et l'essai par un laboratoire simple, alors que des coefficients de variations plus élevés peuvent se diriger au manque de contrôle du processus de fabrication et du matériau lui même. Une attention particulière doit être apportée au jugement des valeurs des coefficients de variation avant d'entreprendre de confirmer les valeurs admissibles au design.

CHAPITRE II

PROCÉDURES EXPÉRIMENTALES ET MÉTHODOLOGIE DE TRAVAIL

Ce chapitre rassemble les procédures et les techniques expérimentales utilisées dans cette étude qui est axée principalement sur la caractérisation mécanique et physique des matériaux composites.

Les procédures expérimentales et la méthodologie de travail ont été effectuées dans l'ordre suivant :

- 1- présentation des matériaux utilisés;
- 2- optimisation de la post-cuisson des matériaux pour compléter le cycle de polymérisation de la matrice;
- 3- confection et numérotation des échantillons selon le système d'échantillonnage robuste et leurs affectations suivant les propriétés à mesurer et les conditions environnementales dans lesquelles ces échantillons seront conditionnés et testés;
- 4- conditionnement environnemental et de chargement des échantillons;
- 5- explication des différents tests appliqués dans la caractérisation physique et mécanique des échantillons.

Il faut noter que dans les prochaines sections de ce chapitre, certains tests effectués dans les conditions environnementales RTD et ETD dont les résultats qui ont été déjà traités dans le cadre d'une maîtrise [34] seront exploités à titre explicatif.

2.1 Matériaux utilisés

Un total de 228 panneaux à base de verre E/vinylester utilisés dans nos expériences ont été fabriqués et fournis par la compagnie **Seawind FDC** sous forme carrée de section $355.6 \times 355.6 \text{ mm}^2$. Ces panneaux possèdent deux configurations différentes de renfort

(verre E) : tissé bidirectionnel type 7781 et unidirectionnel type 1543. Ces renforts sont fabriqués par BGF Industries Inc [34]_{bis}.

Les deux stratifiés verre E type 7781 /vinylester et verre E type 1543/ vinylester sont fabriqués par infusion de résine à basse pression (LPRI). Ces deux matériaux ont été choisis pour des utilisations précises : le stratifié à renfort type tissu 7781 destiné à la structure apparente de l'avion, alors que le stratifié à renfort type 1543 est utilisé comme châssis qui est la partie de l'avion subissant les sollicitations les plus importantes.

Le tableau 2.1 montre le nombre de plis des stratifiés selon les propriétés à mesurer.

Tableau 2.1 - Nombre de plis dans les plaques

Propriétés	Nombre de plis	
	Plaques bidirectionnelles	Plaques unidirectionnelles
Résistance et module de traction, et coefficient de Poisson	12	12
Résistance et module de compression	12	12
Résistance et module de cisaillement plan	16	16

2.1.1 Propriétés de la matrice

La matrice utilisée est du vinylester de type Derakane 411-350 (Dow Chemical). Plusieurs critères ont été développés pour le choix de la résine. La viscosité doit être basse afin de réduire au minimum la résistance à l'écoulement pendant l'infusion et doit être également synchronisée avec la pression du tirage de vide lors de l'infusion.

Les propriétés de résine fraîche et de la résine durcie sont énumérées respectivement aux tableaux 2.2 et 2.3.

**Tableau 2.2 - Propriétés de la résine fraîche
vinylester Derakane 411-350 (réf. [35])**

Propriétés	Valeurs
Viscosité à la température ambiante, cps	350
Densité, g/cm ³	1.045

**Tableau 2.3 - Propriétés de la matrice résineuse
vinylester Derakane 411-350 (réf. [36])**

Propriétés	Valeurs
Résistance de traction (MPa)	86
Module de traction (GPa)	3.2
Allongement (%)	5.0-6.0
Résistance de flexion (MPa)	150
Module de flexion (GPa)	3.4
Gravité spécifique	1.14
Dureté BARCOL	35
Température de distorsion (°C)	Jusqu'à 105

La formulation, à base de la résine vinylester, utilisée est montrée au tableau 2.4. Cette résine a une formulation plus complexe et est constituée d'un promoteur (06 % Cobalt Naphtenate), d'un accélérateur (N,N-Dimethylaniline), d'un retardateur (2,4-Pentanedione) et d'un catalyseur (Methyl Ethyl Ketone Peroxide).

Tableau 2.4 - Formulation de la résine vinylester Derakane 411-350 (réf. [35])

Composants	Proportions,(%)
Résine vinylester DERAkANE 411-350	100
Cobalt Naphthenate (CoNap)	0.2
N,N-Dimethylaniline (DMA)	0.05
2,4-Pentanedione (2, 4-P)	0.075
Methyl Ethyl Ketone Peroxide (MEKP)	1.25

2.1.2 Propriétés des renforts

Le tableau 2.5 présente les propriétés physiques et mécaniques du renfort de verre E type tissu 7781.

Tableau 2.5 - Propriétés physiques de verre E du tissu satin 7781 (réf. [34]_{bis})

Propriétés	Valeurs
Description des fils suivants (chaînes)	ECDE 75 1/0
Description des fils suivants (trames)	ECDE 75 1/0
Chaîne (fibres orientées suivant "L"), (chaînes/cm)	22
Trame (fibres orientées suivant "T"), (trames/cm)	21
Rapport des fibres chaîne/trame	57/54
Poids moyen (g/m ²)	294.95
Densité (10 ⁶ g/m ³)	2.54
Fini du tissu*	550
Type de tissage	8HS
Niveau moyen de chrome (%)	0.0185
Résistance à la rupture des chaînes (N/cm)	428.7
Résistance à la rupture des trames (N/cm)	409.25
Épaisseur moyenne du tissu (mm)	0.226

* Le numéro fini 550 décrit une combinaison des agents de Volan et de silane d'accouplement compatibles avec le polyester, le renfort de basse pression et les résines époxydes

Le tableau 2.6 présente les propriétés physiques et mécaniques du renfort de verre E du type unidirectionnel 1543.

Tableau 2.6 - Propriétés physiques de verre E unidirectionnel 1543 (réf. [34]_{bis})

Propriétés	Valeurs
Description des fils suivants (chaînes)	ECG 75 1/2
Description des fils suivants (trames)	ECE 225 1/0
Chaîne (fibres orientées suivant "L"), (chaînes/cm)	19
Trame (fibres orientées suivant "T"), (trames/cm)	12
Poids moyen, (g/m ²)	280.97
Densité(10 ⁶ g/m ³)	2.54
Fini du tissu*	497A
Type de tissage	4HS
Niveau moyen des contenus organiques (%)	0.0185
Résistance à la rupture des chaînes (N/cm)	497.83
Résistance à la rupture des trames (N/cm)	232.07
Épaisseur moyenne du tissu (mm)	0.213

* Le nombre fini 497A décrit une finition que peut subir l'addition ou les réactions de condensation aux résines polymères. La finition est compatible avec l'époxyde, phénolique, le polyimide et les résines de polyester.

2.1.3 Température de transition vitreuse (T_g) des matériaux B et U

Le tableau 2.7 présente les valeurs moyennes des températures de transitions vitreuses à l'état sec et à l'état humide pour les stratifiés Bidirectionnels et Unidirectionnels.

Tableau 2.7 - Température de transition vitreuse pour les stratifiés B et U

	Stratifiés Bidirectionnels (B)	Stratifiés unidirectionnels (U)
Température de transition vitreuse moyenne à l'état sec ($T_{g_{dry}}$), [°C]	112	114.5
Température de transition vitreuse moyenne à l'état humide ($T_{g_{wet}}$), [°C]	107.5	107

2.2 Post-cuisson des plaques

Les panneaux ne sont pas post-cuits quand ils sont reçus. Pour qu'ils soient conditionnés ou testés, une post-cuisson est nécessaire afin de compléter le cycle de polymérisation de la matrice. Les panneaux sont rassemblés et placés dans des dispositifs, espacés de telle façon à maintenir un flux de chaleur constant pour tous les panneaux. Ensuite, ils sont introduits dans un four spécial, équipé d'un contrôleur de température et fournis tous les deux par la compagnie PYRADIA Inc.

Ce procédé de post-cuisson consiste à amener les panneaux à une température de 71° pendant 30 minutes à une vitesse de chauffe de 1.53 °C/min. Dès que la température est atteinte au bout de 30 min, elle est maintenue pendant 8 heures. Ensuite cette température redescend à la température ambiante avec la même vitesse de chauffe pendant une durée équivalente (figure 2.1).

L'état de réticulation du réseau à l'issue de la post-cuisson a été contrôlé par un analyseur dynamique thermique de modèle DMA 983 (Dupont Instruments).

À leur sortie du four, les panneaux sont tracés, côtés et découpés en échantillons selon la méthodologie citée dans la section 2.3.

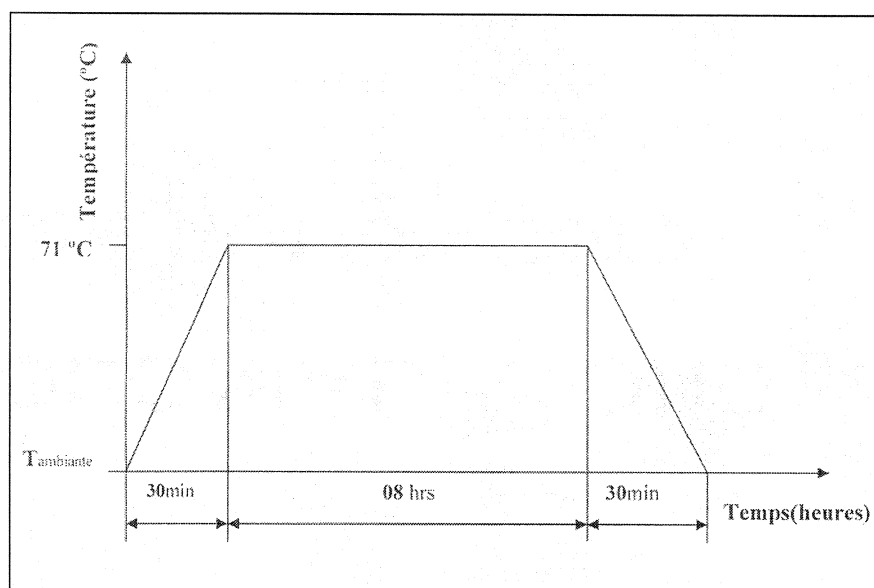


Figure 2.1 - Cycle de post-cuisson des stratifiés étudiés

2.3 Distribution et traçabilité des échantillons

Dans cette section, le matériau unidirectionnel (U) obéira aux mêmes procédures de distribution que le matériau bidirectionnel (B) présenté dans la même section, excepté le lot n° 1 du matériau (B) qui est remplacé par le lot n° 6 dans le cas du matériau (U), une mesure exigée par la compagnie Seawind FDC.

Selon la référence [1], l'échantillonnage robuste pour un matériau donné implique 811 échantillons distribués sur 114 panneaux. Les 114 panneaux sont répartis sur 5 lots. En terme d'essais mécaniques, il y a quatre conditions de chargement: tension (T), compression (C), cisaillement plan (S) et cisaillement interlaminaire (B). Pour les chargements en tension et en compression, la direction du chargement est indiquée en tant que longitudinale " L " (appelée également 0°, chaîne) ou bien transversale " T " (appelée également 90°, trame). En termes de conditions environnementales, il y en a

quatre et qui sont : basse température (froid) à sec, (CTD) ; température ambiante sèche, (RTD), température élevée humide, (ETW) et température élevée sèche (ETD).

Le plan robuste de distribution des échantillons suivant les propriétés mécaniques et les conditions environnementales est présenté au tableau 2.8.

La multiplicité des conditions d'essais environnementales ainsi que la diversification des lots et des panneaux d'où proviennent les échantillons nécessitent l'utilisation d'un système de numérotation pour identifier avec précision les conditions d'essai (chargement ou environnement), lot, panneau, sous panneau, position de l'échantillon. Le système de numérotation doit être présenté comme à travers les étapes suivantes.

La première étape présente chaque condition de chargement (propriété) qui requiert en terme de nombre de lots, panneaux par lot ainsi que le total des échantillons qui vont être testés.

Dans la deuxième étape, les différents panneaux provenant de chaque lot sont attribués aux conditions de chargement suivantes : tension (T), compression (C), cisaillement plan (S) et cisaillement interlaminaire (B). À partir de ce stade là, le système de numérotation qui contient huit caractères chacun ayant une signification déterminée, comme il est montré à la figure.2.2.

Tableau 2.8 - Plan robuste de distribution des échantillons suivants les propriétés mécaniques et les conditions environnementales (réf. [1])

ASTM D3039 Stratifiés pour Résistance de Traction, Module de Young et coefficient de poisson									
Propriétés		CTD		RTD		ETW		ETD	
Résistance		1 × 7		5 × 7		5 × 7		1 × 7	
Résistance, Module et Coeff. de poisson		1 × 4		5 × 4		5 × 4		1 × 4	
	Lot	1	2	3	4	5	Tot. des panneaux		Tot. des échant.
0°- Chaîne	Panneaux	8	6	6	6	6	32		132
90°- Trame	Panneaux	8	6	6	6	6	32		132

SACMA SRM 1-94 Stratifiés pour Résistance et Module de Young de Compression									
Propriétés		CTD		RTD		ETW		ETD	
Résistance		1 × 11		5 × 11		5 × 11		1 × 11	
Résistance et Module de Young		1 × 4		5 × 4		5 × 4		1 × 4	
	Lot	1	2	3	4	5	Tot. des panneaux		Tot. des échant.
0°- Chaîne	Panneaux	3	3	3	3	3	15		180
90°- Trame	Panneaux	3	3	3	3	3	15		180

ASTM D5379-93 Stratifiés pour Résistance et Module de Young de Cisaillement plan									
Propriétés		CTD		RTD		ETW		ETD	
Résistance		1 × 7		5 × 7		5 × 7		1 × 7	
Résistance et Module de Young		1 × 4		5 × 4		5 × 4		1 × 4	
	Lot	1	2	3	4	5	Tot. des panneaux		Tot. des échant.
D5379	Panneaux	3	3	3	3	3	15		180

ASTM D2344-89 Stratifiés pour Résistance de Cisaillement interlaminaire									
Propriétés		CTD		RTD		ETW		ETD	
Résistance		0		5 × 11		0		0	
	Lot	1	2	3	4	5	Tot. des panneaux		Tot. des échant.
D2344	Panneaux	1	1	1	1	1	5		55

Lot	1	2	3	4	5	Total
Panneaux	26	22	22	22	22	114

Nombre total des échantillons : (Traction : 132 × 2) + (Compression : 180 × 2) + (Cisaillement plan : 132) + (Cisaillement interlaminaire : 55) = 811 échantillons

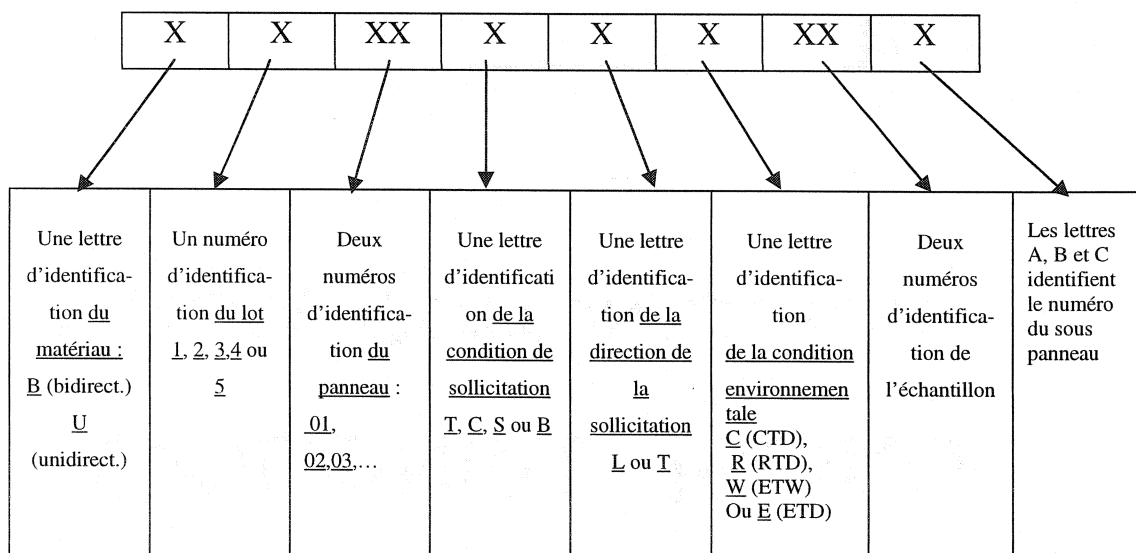


Figure 2.2 - Signification fonctionnelle des caractères de numérotation des échantillons (réf. [1])

Par exemple, un échantillon désigné par B106TL a la signification suivante: matériau B, batch 1, panneau 06, propriété à mesurer en Traction, la direction de chargement longitudinal L.

Il convient de noter que les tests effectués sur les échantillons de cisaillement plan (S) et le cisaillement interlaminaire (B) ne sont pas concernés par l'identification en direction (L et T). Les panneaux de section carrée de $355.6 \times 355.6 \text{ mm}^2$ fournis par la compagnie Seawind sont présentés en nombre dans le tableau 2.9 et le tableau 2.10. Le nombre de panneaux est pareil pour les lots 2, 3, 4 et 5, alors que pour le lot n° 1, ce nombre est différent.

Tableau 2.9 - Distribution et traçabilité des panneaux du lot n° 1 pour un échantillonnage robuste d'un matériau composite (réf. [37])

Tests	Nombre de panneaux	Moulage							
0°-Traction	8	B101TL	B102TL	B103TL	B104TL	B105TL	B106TL	B107TL	B108TL
90°-Traction	8	B101TT	B102TT	B103TT	B104TT	B105TT	B106TT	B107TT	B108TT
0°-Compression	3	B109CL	B110CL	B111CL					
90°-Compression	3	B109CT	B110CT	B111CT					
Cisaillement plan	3	B112S	B113S	B114S					
Cisaillement inter laminaire	1	B115B							
Total	26	Les panneaux en excès servent de réserve pour ce lot.							

Tableau 2.10 - Distribution et traçabilité des panneaux du lot n° 2, 3, 4 et 5 pour un échantillonnage robuste d'un matériau composite (réf. [37])

Tests	Nombre de panneaux	Moulages					
0°-Traction	6	B201TL	B202TL	B203TL	B204TL	B205TL	B206TL
90°-Traction	6	B201TT	B202TT	B203TT	B204TT	B205TT	B206TT
0°-Compression	3	B207CL	B208CL	B209CL			
90°-Compression	3	B207CT	B208CT	B209CT			
Cisaillement plan	3	B210S	B211S	B212S			
Cisaillement inter laminaire	1	B213B					
Total	22	Les panneaux en excès servent de réserve pour ces lots.					

Dans cette troisième étape, les panneaux ainsi obtenus et identifiés dans la deuxième étape devront être affectés aux conditions environnementales dans lesquelles ils seront

examinés (voir les tableaux 2.11 et 2.12). Pour chaque condition environnementale, nous associons une lettre comme dans ce qui suit: CTD:C, RTD:R, ETW:W et ETD:E suivie de deux chiffres d'identification environnementale. En conclusion, si l'échantillon est coupé d'un sous-panneau, ce dernier sera identifié par une lettre A, B et C dans des essais de compression et de cisaillement plan et A, B, C, D et E dans le cas de cisaillement interlaminaire. Par exemple, un échantillon désigné par B207CTW03B a la signification suivante : matériau B, batch 2, panneau 07, propriété à mesurer en Compression, la direction de chargement transversale T, l'échantillon est à conditionner à l'humidité W , l'ordre de l'échantillon dans le sous-panneau est 03, la position du sous-panneau dans le panneau est B.

Tableau 2.11 - Distribution et traçabilité des panneaux en tenant compte des conditions de chargement pour un échantillonnage robuste d'un matériau composite (réf. [37])

Tests	Nombre de panneaux	Voir la page 74 pour savoir les significations des codes figurés sur le tableau.							
0°-Traction	8	B101TL	B102TL	B103TL	B104TL	B105TL	B106TL	B107TL	B108TL
90°-Traction	8	B101TT	B102TT	B103TT	B104TT	B105TT	B106TT	B107TT	B108TT
0°-Compression	3	B109CL... : 3 sous panneaux			B110CL... : 3 sous panneaux			B111CL...:2s-panneaux	
		B109CL CxxA	B109CL RxxB	B109CL WxxC	B110CL CxxA	B110CL RxxB	B110CL ExxC	B111CL WxxC	B111CL ExxB
90°-Compression	3	B109CT... : 3 sous panneaux			B110CT... : 3 sous panneaux			B111CT... :2s-panneaux	
		B109CT CxxA	B109CT RxxB	B109CT WxxC	B110CT CxxA	B110CT RxxB	B110CT ExxC	B111CT WxxC	B111CT ExxB
Cisaillement plan	3	B212S... : 3 sous panneaux			B213S... : 3 sous panneaux			B214S... :2s-panneaux	
		B212S CxxA	B212S RxxB	B212S WxxC	B213S CxxA	B213S RxxB	B213S ExxC	B214S WxxC	B214S ExxB
Cisaillement Inter laminaire	1	B215B							

Tableau 2.12 - Distribution et traçabilité des panneaux en tenant compte des conditions de chargement pour un échantillonnage robuste d'un matériau composite (réf. [37])

Tests	Nombre de panneaux	Voir la page 74 pour savoir les significations des codes figurés sur le tableau. Dans ce tableau cette distribution concerne seulement le lot n°2, alors que les lots n°3, 4 et 5 suivent la même logique.							
0°- Traction	6		B201TL R	B202TL R	B203TL R	B204TL W	B205TL W	B206TL W	
90°- Traction	6		B201TT R	B202TT R	B203TT R	B204TT W	B205TT W	B206TT W	
0°- Compression	3	B207CL... : 3 sous panneaux			B208CL... : 3 sous panneaux			B209CL... :2s- pannx	
		B207CL RxxA	B207CL WxxB		B208CL RxxA	B208CL WxxB		B209CL RxxC	B209CL WxxB
90°- Compression	3	B207CT... : 3 sous panneaux			B208CT... : 3 sous panneaux			B209CT... :2s- pannx	
		B207CT RxxA	B207CT WxxB		B208CT RxxA	B208CT WxxB		B209CT RxxC	B209CT WxxB
		B210S... : 3 sous panneaux			B211S... : 3 sous panneaux			B212S... :2s-panx	
Cisaillement plan	3	B210S RxxA	B210S WxxB		B211S RxxA	B211S WxxB		B212S RxxC	B212S WxxB
Cisaillement Inter laminaire	1	B213B							

Il y a une condition additionnelle qui devrait être respectée. Cette condition (tableau 2.8) du document DOT/FAA/AR-00/47 déclare que: les échantillons dans ces essais devront être obtenus des deux panneaux indépendants au minimum (figure 2.3). Précisément, dans une condition d'essai donnée (résistance à la traction dans la direction transversale à la température élevée et à l'humidité), cette condition signifie que deux panneaux différents devront être utilisés. Donc, pour se conformer à cette condition, une quatrième étape devrait être ajoutée.

Dans la quatrième étape : une identification claire des panneaux, des sous-panneaux et des échantillons pour chaque condition d'essai devra être faite. On peut voir la distribution des panneaux dans les tableaux 2.11 et 2.12, que le lot n° 1 est conforme à la

condition mentionnée. Alors, dans les lots 2, 3, 4 et 5, les échantillons proviennent de trois panneaux différents, sachant que seulement les deux conditions ETW et RTD sont concernées dans les quatre lots.

Il faut signaler également que dans l'annexe (B) se trouve plus de détails sur la traçabilité et la répartition des échantillons selon les propriétés mécaniques de base à mesurer telles que les résistances et les modules en traction, compression et en cisaillement dans le plan.

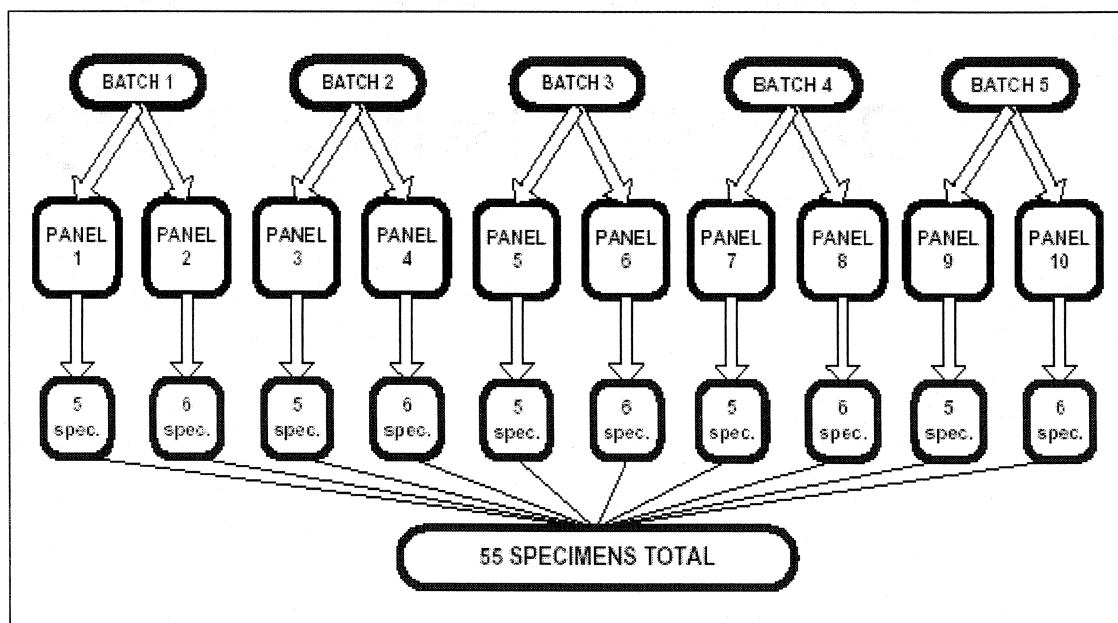


Figure 2.3 - Plan d'échantillonnage robuste (réf. [1])

2.4 Conditionnement environnemental des échantillons

2.4.1 Conditionnement des échantillons à l'humidité

Pour simuler les conditions réelles d'exposition à long terme des structures d'avions à température élevée en présence d'humidité (ETW), des échantillons représentant la structure effective de l'avion ont été utilisés. Après la post-cuisson, les éprouvettes ont

été découpées à partir des panneaux et ont été conditionnées dans une chambre d'humidité étanche (de marque VWR Canlab 9000L - Sheldon Manufacturing Inc). La norme et la publication ASTM D5229-98[38] et SACMA SRM 11 fournissent les orientations nécessaires concernant le conditionnement environnemental et l'absorption de l'humidité respectivement. Le vieillissement accéléré des éprouvettes à l'humidité relative de 85 ± 5 % et à la température de 62.8 ± 3 °C est réalisé jusqu'à ce que l'équilibre soit atteint. Pour prévenir l'effet de taille et de talons des éprouvettes qui peuvent compromettre les résultats de la pesée, des échantillons témoins ('traveler') de section carrée de 25.4×25.4 mm² ont été utilisés. Chaque 'traveler' représente des échantillons provenant d'un même panneau.

Les éprouvettes et les 'travelers' sont introduits dans la chambre de conditionnement réglée préalablement à la température et à l'humidité relative mentionnées ci-dessus et exigées par la référence [1]. À intervalles réguliers de 7 ± 0.5 jours, les travelers sont retirés de la chambre, asséchés, refroidis pendant 15 minutes et pesés. Leurs poids sont notés à 0.01 mg, ensuite ils sont remis dans la chambre.

L'équilibre effectif d'humidité est atteint lorsque la variation moyenne en humidité du traveler est inférieure à 0,05 % pour deux lectures consécutives dans un intervalle de 7 ± 0.5 jours. Cette variation du taux d'humidité est exprimée par la relation:

$$(W_i - W_{i-1})/W_b < 0.0005 \quad (2.1)$$

où:

W_i = poids au temps courant

W_{i-1} = poids au temps précédent

W_b = poids de base avant conditionnement

Après avoir atteint l'équilibre, les échantillons sont enlevés de la chambre à atmosphère contrôlée et placés dans des sacs scellés avec une serviette de papier buvard contenant

de l'eau pour une durée maximale de 14 jours avant les tests mécaniques. Une fois les échantillons retirés du sac, une durée maximale de 2 heures, à ne pas dépasser dans les conditions ambiantes, est exigée pour le collage des jauges et la réalisation des tests mécaniques.

2.4.2 Chambre de conditionnement pour les tests mécaniques

La figure 2.4 montre la chambre environnementale dans laquelle les essais à haute température seront réalisés. La chambre doit être calibrée en utilisant les normes de NIST (National Institute of Standards and Technology) et devrait être de taille proportionnelle aux montages d'essais et leurs armatures d'extensions.

2.4.3 Essais à la température élevée (ETW)

Avant de commencer l'essai, la chambre de température et le montage d'essai ont été préchauffés à la température ($82 \pm 3^\circ\text{C}$) indiquée par la norme. Chaque échantillon a été chauffé à la température d'essai qui est vérifiée par un thermocouple en contact direct avec la section utile (gage length) de l'échantillon.

La période de chauffe de l'échantillon n'excède pas une durée de 5 minutes. L'essai commence 2_{-0}^{+1} minutes après que l'échantillon ait atteint la température d'essai et pendant laquelle sa fluctuation ne dépasse pas un intervalle de tolérance $\pm 3^\circ\text{C}$.

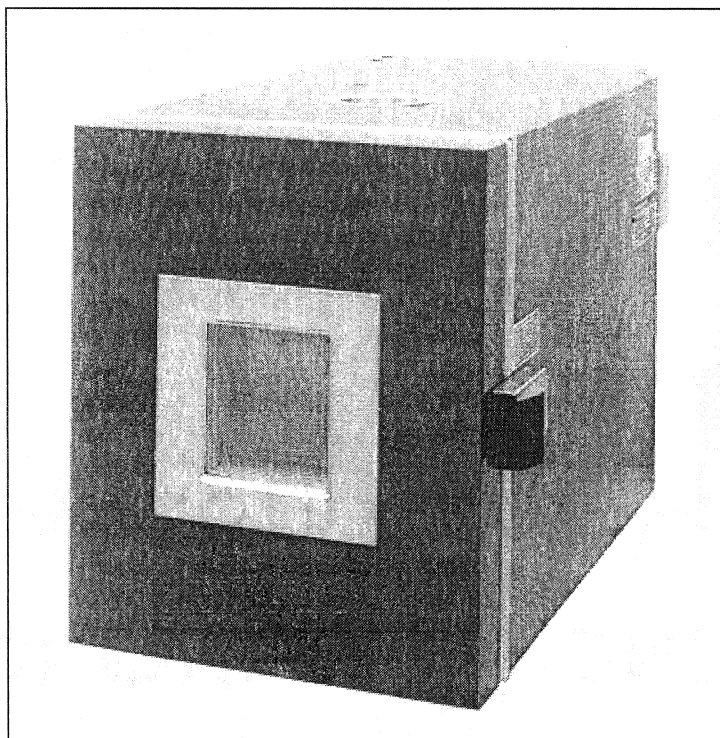


Figure 2.4 - Chambre de conditionnement environnemental pour les tests mécaniques

2.4.4 Essais à la basse température (CTD)

Chaque échantillon a été refroidi à la température ($-54 \pm 3^\circ\text{C}$) exigée par les normes. Cette température est vérifiée par deux thermocouples, l'un placé dans le contrôleur de la machine MTS 810 et l'autre amovible utilisé essentiellement pour confirmer la lecture du premier. Les sondes des thermocouples sont placées sur la partie utile de l'échantillon. La période de refroidissement de l'échantillon n'excède pas 5_{-0}^{+1} minutes et sa fluctuation se situe dans un intervalle de tolérance $\pm 3^\circ\text{C}$. Sachant que l'azote liquide est utilisé comme agent de refroidissement, une bombonne équipée d'un système de pulvérisation est reliée directement à la chambre par l'intermédiaire d'un boyau flexible.

Les essais effectués à basse température à $-54 \pm 3^\circ\text{C}$ sont les plus difficiles à mettre en œuvre à cause du dépôt de glace qui s'accumule à l'intérieur de la chambre, ce qui rend la manipulation des échantillons et les montages très difficiles.

2.5 Caractérisation physique des stratifiés étudiés

2.5.1 Tests de la densité

La densité du matériau et de ses constituants sert de base pour les calculs ultérieurs de la fraction volumique des fibres et du taux de vide. La norme ASTM D792-86[39] est utilisée dans nos tests. Les échantillons de section carrée de $25.4 \times 25.4 \text{ mm}^2$ ont été prélevés à partir de chaque panneau tel qu'exigé par la référence [1]. La procédure de mesure est comme suit : l'échantillon est attaché au bout d'un fil de masse et de longueur connues. Le fil qui porte par le bout l'échantillon a été attaché par l'autre bout au plateau d'une microbalance électronique de précision 0.01mg près de modèle Mettler AE240-S SN044275 avant d'être immergé complètement avec une partie du fil dans un récipient transparent contenant de l'eau déminéralisée. La microbalance enregistre le poids résultant, facteur qui entre dans le calcul de la densité, en appliquant l'équation suivante :

$$\rho_{23^0} \text{ (mg/m}^3\text{)} = \left(\frac{a}{a+w-b_1} \right) \times 0.9975 \quad (2.2)$$

où :

ρ_{23^0} = densité de l'échantillon à la température ambiante (mg/m³)

a = masse de l'échantillon (dans l'air) avant immersion (g)

b_1 = masse de l'échantillon et de la partie du fil immergée (g)

w = masse de la partie du fil immergée (g)

2.5.2 Fraction volumique des fibres (pyrolyse)

La fraction massique des fibres dans un composite est déterminée par pyrolyse selon la norme ASTM 2584-94 [40]. C'est une méthode de caractérisation physique des composites qui permet de déduire la fraction volumique des fibres de verre selon les directives de la norme ASTM 2584-94 [40]. C'est avec un essai de pyrolyse qu'il est possible de la déterminer.

La pyrolyse est une technique qui consiste à chauffer à haute température un échantillon de composite de section carrée $25.4 \times 25.4 \text{ mm}^2$. Une microbalance électronique de précision (0.01 mg) a été utilisée pour peser des échantillons, elle permet également de mesurer les cuvettes et les échantillons.

Le pourcentage massique de renfort de fibres restant est déterminé selon l'équation suivante :

$$w_f = 1 - \frac{w_1 - w_2}{w_1} \quad (2.3)$$

où :

w_f = fraction massique des fibres (%)

w_2 = masse des fibres qui reste de l'échantillon après pyrolyse (g)

w_1 = masse de l'échantillon avant pyrolyse (g)

Le pourcentage volumique est déduit à partir de l'équation :

$$F_v = \frac{w_f / \rho_f}{\left(w_f / \rho_f \right) + \left((1 - w_f) / \rho_m \right)} \quad (2.4)$$

où :

F_v = fraction volumique des fibres de verre

w_f = fraction massique des fibres de verre

ρ_f = densité des fibres

ρ_m = densité de la matrice

2.5.3 Taux de vide

Les microvides qui se retrouvent surtout à l'interface fibres/matrice sont causés par des bulles d'air qui restent emprisonnées dans le matériau lors de leur fabrication ou par un relâchement de l'adhérence entre les fibres et la matrice. Ce type de défaut va avoir une influence assez importante sur les propriétés du composite. À cet effet, la norme ASTM 2734-94 [41] recommande ce genre de tests qui permettent de déterminer le taux volumique du vide dans les composites afin de fournir des explications correctes quand il s'agit d'une baisse inattendue des propriétés du matériau.

En exploitant les résultats obtenus dans les deux tests précédents, on calcule le taux de vide contenu dans chaque panneau selon l'expression suivante :

$$V_v (\%) = 100 - D \left(\frac{w_f}{\rho_f} + \frac{w_m}{\rho_m} \right) \quad (2.5)$$

où :

V_v = taux volumique du vide (%)

D = densité de l'échantillon (mg/m³)

w_m = fraction massique de la matrice

w_f = fraction massique des fibres de verre

ρ_f = densité des fibres

ρ_m = densité de la matrice résineuse

2.6 Tests mécaniques

Trois types de tests mécaniques ont été réalisés : traction, compression et cisaillement plan.

2.6.1 Tests de traction

Ce type de tests sert principalement à caractériser la traction d'un matériau composite dont les deux catégories de renforts suivant les deux directions de sollicitation chaîne et trame. Ces essais statiques permettent de mesurer la résistance (σ_{Lt}) et le module Young longitudinal (E_{Lt}) ainsi que le coefficient de Poisson (ν_{LT}), alors que dans la direction transversale seule la résistance (σ_{Tt}) et le module de Young (E_{Tt}) ont été mesurés. Cinq échantillons de traction au minimum ont été testés dans chacun des panneaux de stratifiés unidirectionnels et bidirectionnels dans le lot n° 1, tandis que 3 échantillons par panneau au minimum ont été testés pour les lots 2, 3, 4 et 5.

La géométrie et les dimensions des échantillons du module et de la résistance utilisés sont présentées à la figure 2.5. Les échantillons lors du test ont été maintenus à leurs deux extrémités par deux talons en toile émerie de section rectangulaire $228.6 \pm 2.54 \times 25.4 \pm 0.254$ mm², disposés de part et d'autre pour empêcher l'échantillon de subir un

mode de rupture inacceptable hors de sa partie utile (gage length) et empêcher tout glissement de l'échantillon lors de l'essai. Les talons ont été collés sur les échantillons par l'intermédiaire d'une colle structurale instantanée type Loctate 401.

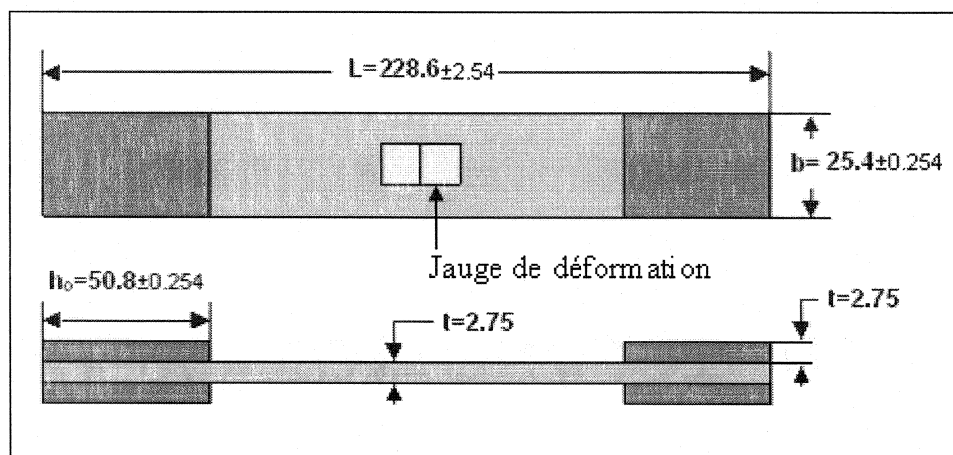


Figure 2.5 - Dimensions exprimées en (mm) recommandées pour un échantillon de traction en composite

Les tests ont été effectués selon la norme ASTM D3039 [42] et ont été réalisés sur une machine servo-hydraulique de fatigue de modèle 810 fabriquée par MTS (figure 2.6). Cet appareil est piloté par un ordinateur équipé d'un logiciel TESTSTAR qui permet de créer plusieurs configurations d'essais statiques ou dynamiques et doté d'une cellule de charge calibrée à 100 kN de MTS. L'essai de traction consiste à solliciter l'éprouvette avec un déplacement à vitesse de chargement constante (2 mm/min) jusqu'à la rupture. Les tests sont effectués en contrôle de déplacement. L'évolution de l'élongation et de la force avec le temps est instantanément enregistrée sur une carte d'acquisition de données dans un système capable de fournir à la fin de chaque essai un fichier type POINT.DAT exploitable sous format Excel (.xls). À l'aide des macros développées au niveau du Centre de Recherche Appliquée sur les Polymères (**CRASP**) à l'École Polytechnique, la construction et l'analyse des courbes ont été effectuées. Les courbes forces vs déformations, contraintes vs déformation et déformation (**L**) vs déformation (**T**) permettent de nous renseigner sur le comportement des deux matériaux.

$$\sigma_{Lt} \text{ et/ou } \sigma_{Tt} = \frac{F_{\max}}{w \times t} \quad (2.6)$$

où F_{\max} est la force maximale de traction agissant sur l'éprouvette. w et t sont respectivement la largeur et l'épaisseur de l'éprouvette.

Une opération de normalisation des résultats a été réalisée selon les exigences du FAA pour rendre les résultats comparables et exploitables pour les étapes ultérieures (le design).

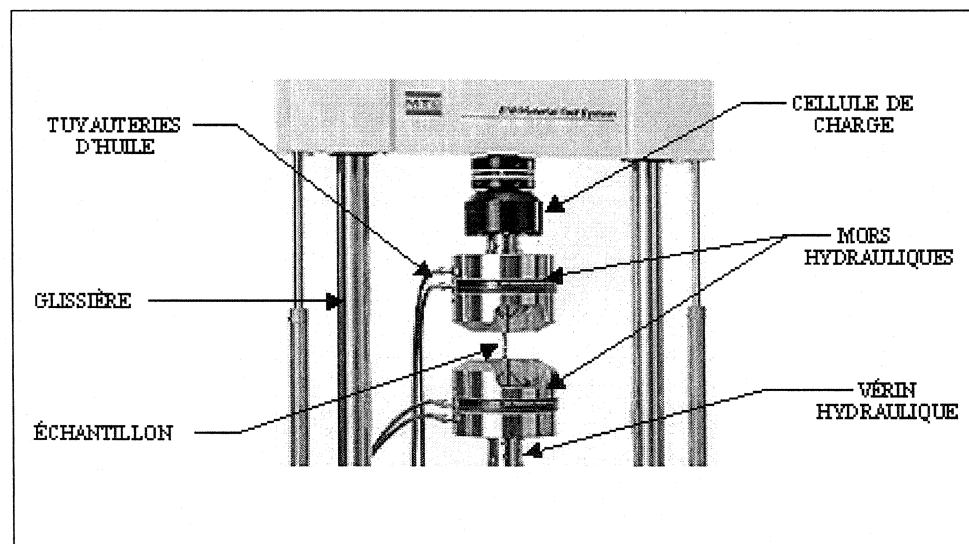


Figure 2.6 - Montage de traction MTS (réf. [43])

Lors de l'étirement sur les échantillons pour mesurer les déformations longitudinales et transversales à partir desquelles le module E_{Lt} et le coefficient de Poisson (ν_{LT}) sont déduits, des jauges de déformations de type Rosette 0/90° (fournies par Vishay Microm easurement Inc. CEA-06-125UT-350) ont été utilisées. Des jauges de déformations de type rosette 0/90o ont été collées sur les échantillons pour mesurer le

module et le coefficient de Poisson. Pour la mesure des déformations transversales et du module E_{Tt} , des jauges simples de type CEA-06-125UW-350 ont été utilisées. Les jauges de déformations sont reliées par l'intermédiaire de fils spécifiques et de connecteurs aux conditionneurs d'amplification de signaux du Vishay Micromediation Inc. Les modules E_{Lt} , E_{Tt} et le coefficient de Poisson (ν_{LT}) sont mesurés dans le tronçon compris entre les points 1000 et 3000 ($\mu m/m$) de la partie droite de la courbe résistance vs déformation et déformation longitudinale vs déformation transversale selon les deux expressions suivantes :

$$E(\text{GPa}) = \frac{ABS(F_{3000}) - ABS(F_{1000})}{0.002 \times w \times t \times 10^{-6} \times 10^{-9}} \quad (2.7)$$

et

$$\nu_{LT}(\mu m/m) = \frac{ABS(\epsilon_{Y3000}) - ABS(\epsilon_{Y1000})}{ABS(\epsilon_{X3000}) - ABS(\epsilon_{X1000})} \quad (2.8)$$

où E est le module de Young exprimé en (GPa). F_{1000} et F_{3000} sont des forces en (N). ν_{LT} est le coefficient de Poisson qui représente le rétrécissement transversal du matériau au cours de la sollicitation en traction et représente le rapport entre la différence des déformations transversale et longitudinales.

2.6.2 Tests de compression

Conformément à la publication SACMA SRM 1-94[44] inspirée de la norme ASTM D3410 [45], les formes et les dimensions des échantillons pour la mesure de la résistance et du module en compression sont présentées respectivement aux figures 2.7 et 2.8. 11 échantillons ont été utilisés pour la mesure de la résistance et 4 pour le module. Des talons en composite à renfort croisé ont été utilisés à l'extrémité des échantillons destinés à la mesure de la résistance

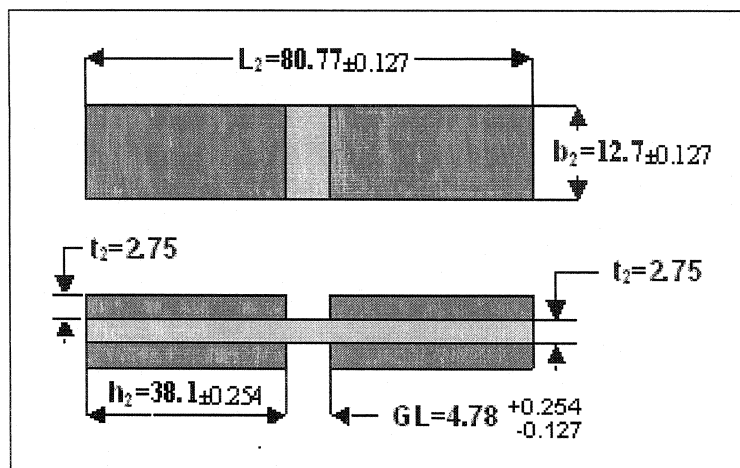


Figure 2.7 - Dimensions exprimées en (mm) recommandées pour un échantillon de mesure de la résistance de compression

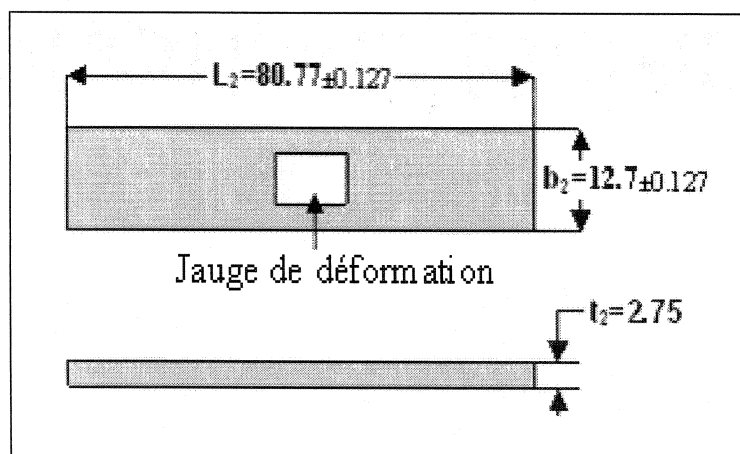


Figure 2.8 - Dimensions exprimées en (mm) recommandées pour un échantillon de mesure du module de compression

Avant de procéder à l'exécution des tests, les dimensions de la section sollicitée de chaque échantillon ont été soigneusement mesurées par un micromètre et un pied à coulisse de haute précision (0.001 mm). Le montage utilisé pour les tests de compression est appelé "Boeing modifié D695" (voir figure 2.9).

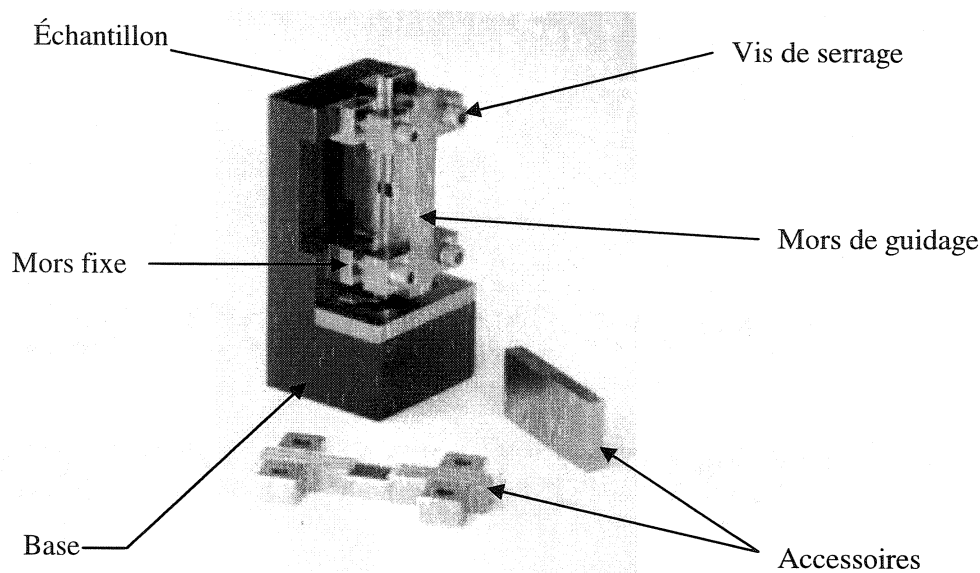


Figure 2.9 - Montage de compression
«Boeing modifié D695 » (réf. [46])

Ce montage est doté de deux mors de maintien et de guidage pour empêcher le flambement de l'échantillon et favoriser ainsi la rupture dans sa section réduite, ce qui donne un mode de rupture acceptable selon la norme sus-citée. Pour les échantillons destinés à la mesure de la résistance, le mors mobile contient des cannelures tout au long, alors que pour les échantillons de module, le mors amovible contient des cannelures interrompues au centre pour fournir un dégagement aux jauges de déformations et ses fils. La section de ce dégagement est de $12.7 \times 12.7 \text{ mm}^2$. Les échantillons ont été placés et serrés légèrement par les vis de serrage (figure 2.9) afin de prévenir une surestimation des propriétés à mesurer. Ensuite, l'ensemble (montage + échantillon) est placé entre deux plateaux en acier résistant et rigide et une force est appliquée par le plateau supérieur de la machine MTS 810 sur le bout supérieur de l'éprouvette. Les essais sont exécutés en mode de contrôle de déplacement, où la vitesse de rampe est fixée à 1.3 mm/min (selon SACMA SRM 1-94). À partir de l'enregistrement de la force appliquée tout au long de l'essai par le système d'acquisition de données de la machine, la résistance à la rupture de l'échantillon a pu être déterminée selon l'expression suivante.

$$\sigma_{Lc} \text{ et/ou } \sigma_{Tc} = \frac{F_{\max}}{w \times t} \quad (2.9)$$

où F_{\max} est la force maximale agissant sur l'éprouvette, w la largeur et t l'épaisseur de l'éprouvette.

Des jauges de déformation simples (type : CEA-06-125UW-350) ont été utilisées dans les éprouvettes de mesure du module de compression. Le module de Young est mesuré dans la partie linéaire de la courbe entre 1000 et 3000 ($\mu m/m$) selon la formule suivante :

$$E(\text{GPa}) = \frac{ABS(F_{3000}) - ABS(F_{1000})}{0.002 \times w \times t \times 10^{-6} \times 10^{-9}} \quad (2.10)$$

où E est le module de Young (L) ou (T) mesuré dans le tronçon de la pente compris entre 1000 et 3000 ($\mu m/m$). $ABS(F_{1000})$ et $ABS(F_{3000})$ sont les valeurs absolues de la force en (N) à 1000 et à 3000 ($\mu m/m$) respectivement.

2.6.3 Tests de cisaillement plan (in-plane shear)

Dans ce type de tests, les panneaux ont été découpés seulement suivant la direction longitudinale (chaîne) et les procédures de distribution et d'affectation des échantillons ont été réalisées de manière identique à ceux de la compression longitudinale. Ces essais sont gouvernés par la norme ASTM D5379-98[47]. L'éprouvette de cisaillement Iosipescu est de forme parallélépipède et munie de deux entailles placées en vis-à-vis (figure 2.10).

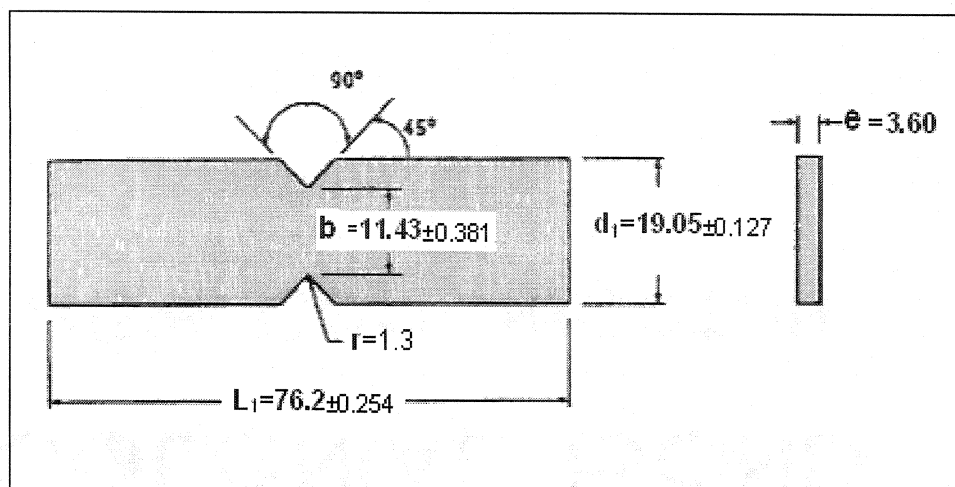


Figure 2.10 - Dimensions exprimées en (mm) recommandées pour un échantillon de cisaillement plan en composite

Afin d'éviter les déplacements hors-plan de l'éprouvette pour les faibles épaisseurs, des tolérances strictes au niveau du parallélisme des faces de chargement ont été recommandées. Leur usinage par fraisage assure cette précision. Comme c'est déjà mentionné en haut, deux entailles de 90° sont usinées de part et d'autre au milieu de la longueur de l'éprouvette pour favoriser une rupture à cet endroit. Une jauge de déformation type Rosette $\pm 45^\circ$ modèle N2P-08-C032A-500SP61 (fournie par Vishay Micromasurement Inc) a été installée dans la surface qui sépare les bouts d'entailles afin de mesurer les déformations (figure 2.10).

Le montage pour le test de cisaillement Iosipescu (figure 2.11) comprend une table sur laquelle sont fixés le support de mors fixe et le mors mobile. Un rail permet, par l'intermédiaire d'un glissière guidée sur billes fixée derrière le mors mobile, le déplacement vertical de celui-ci afin de réduire le frottement. L'éprouvette est fixée par l'intermédiaire des cales de serrage amovibles en centrant l'entaille à l'aide d'un guide de positionnement. La présence d'un chanfrein à l'extrémité des cales de serrage réduit les concentrations de contraintes sur la surface de l'éprouvette et évite une rupture prématurée en dehors de la zone entre entailles.

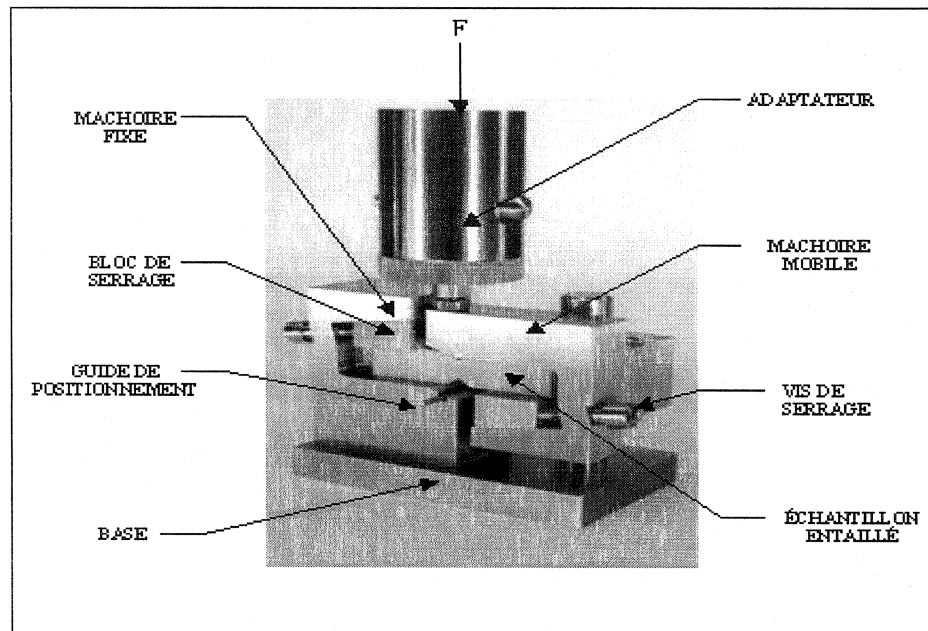


Figure 2.11 - Montage de cisaillement « Iosipescu » (réf. [46])

Les essais de détermination du module et de la résistance en cisaillement s'effectuent à une vitesse constante de sollicitation à 2 mm/min (selon la norme ASTM D5379-98) jusqu'à 3 mm d'élongation en cisaillement. Après la fixation de l'éprouvette sur le dispositif et placé l'ensemble entre les plateaux de la machine MTS 810, ainsi que relier la jauge rosette $\pm 45^\circ$ au conditionneur, le plateau supérieur commence à appuyer sur l'adaptateur et à travers lui sur l'éprouvette. Les paramètres de l'essai (la force, le temps, le déplacement et le signal de la jauge) ont été enregistrés sur un fichier POINT.DAT par l'intermédiaire d'un système d'acquisition de données de la machine avant d'être analysés, sachant que le module de cisaillement est mesuré dans le tronçon de la courbe compris entre 2000 et 6000 ($\mu m/m$).

La contrainte de cisaillement à pour expression :

$$\tau_{12} = \frac{P}{b \times e} \quad (2.11)$$

avec :

τ_{12} = contrainte de cisaillement dans le plan LT [MPa]

P = charge appliquée [N]

b = distance entre les entailles [mm]

e = épaisseur de l'échantillon [mm]

La déformation est donnée par l'expression :

$$\gamma_{LT} = \varepsilon_{+45} + \varepsilon_{-45} \quad (2.12)$$

avec :

γ_{LT} = déformation en cisaillement

ε_{+45} = déformation mesurée à 45° par rapport à la direction L des fibres

ε_{-45} = déformation mesurée à -45° par rapport à la direction L des fibres

Le module de cisaillement plan est calculé par l'expression suivante :

$$G_{LT} = \Delta\tau / \Delta\gamma \quad (2.13)$$

avec :

G_{LT} = module du cisaillement dans le plan LT [GPa]

$\Delta\tau$ = différence de contrainte [MPa] entre les deux points de mesure correspondant aux 2000 et 6000 ($\mu m/m$)

$\Delta\gamma$ = différence de déformation correspondante

CHAPITRE III

RÉSULTATS ET DISCUSSION

Dans ce chapitre, on présente les résultats expérimentaux pour les deux matériaux composites unidirectionnels et bidirectionnel soumis aux sollicitations mécaniques (traction, compression et cisaillement plan) ainsi qu'aux vieillissements accélérés. Les essais mécaniques sur les deux stratifiés verre (E)/vinylester seront présentés en comparaison avec l'état sain du même matériau (RTD) dans un même diagramme. Ceci est suivi d'une analyse statistique afin de révéler la variabilité au niveau des lots, panneaux et sous-panneaux. C'est une mesure déterminante pour la qualité de fabrication des panneaux. Enfin, une discussion sur les mécanismes d'endommagement observés lors des essais mécaniques est présentée.

3.1 Tests d'absorption d'humidité

En accord avec les procédures de conditionnement, il faut rappeler que le matériau étudié a été conditionné tel qu'il est reçu, donc il peut contenir de l'humidité au départ. Selon des tests menés au laboratoire en marge de cette étude sur 28 "travelers" de différents panneaux, et après avoir fait subir aux "travelers" un séchage au four jusqu'à la stabilisation de leur poids, il a été constaté que les "travelers" de deux matériaux B et U n'ont reçu que 0.05 et 0.07 % en poids d'humidité respectivement au cours de leur séjour dans l'humidificateur. Selon les tableaux 3.1 et 3.2, les valeurs des pourcentages 0,29 et 0.31 % représentent le taux global de l'humidité absorbée avant et après le conditionnement. Il faut noter également que la quantité totale d'humidité absorbée est sensiblement comparable pour les deux matériaux B et U.

Tableau 3.1 - Taux d'humidité absorbé par les travelers de traction avant et après conditionnement à ETW pour le stratifié B

N°	ID Travellers	Pourcentage d'humidité absorbée avant conditionnement (100 %)	Pourcentage d'humidité absorbée pendant conditionnement (100 %)
1	B105TL	0,24	0,05
2	B106TL	0,24	0,05
3	B204TL	0,25	0,04
4	B205TL	0,26	0,03
5	B206TL	0,26	0,03
6	B304TL	0,25	0,04
7	B305TL	0,25	0,04
8	B306TL	0,25	0,04
9	B404TL	0,24	0,05
10	B405TL	0,21	0,08
11	B406TL	0,25	0,04
12	B504TL	0,24	0,05
13	B505TL	0,23	0,06
14	B506TL	0,24	0,05
Moyenne (100 %)		0,24	0,05
Total (100 %)		0.29	

Tableau 3.2 - Taux d'humidité absorbé par les travelers de traction avant et après conditionnement à ETW pour le stratifié U

N°	ID Travellers	Pourcentage d'humidité absorbée avant conditionnement (100 %)	Pourcentage d'humidité absorbée pendant conditionnement (100 %)
1	U605TL	0,21	0,10
2	U606TL	0,21	0,10
3	U204TL	0,26	0,05
4	U205TL	0,26	0,05
5	U206TL	0,26	0,05
6	U304TL	0,24	0,07
7	U305TL	0,25	0,06
8	U306TL	0,24	0,07
9	U404TL	0,24	0,07
10	U405TL	0,24	0,07
11	U406TL	0,24	0,07
12	U504TL	0,27	0,04
13	U505TL	0,25	0,06
14	U506TL	0,25	0,06
Moyenne (100 %)		0,24	0,07
Total (100 %)		0.31	

Le résultats d'absorption d'humidité en fonction du temps (M vs $t^{1/2}$) pour deux moulages différents, l'un bidirectionnel et l'autre unidirectionnel, sont représentés à titre d'exemple aux figures 3.1 et 3.2. Chaque moulage est composé de deux panneaux testés dans les deux directions de sollicitation mécanique L et T.

Dans ces figures, on remarque que les 4 courbes ont les mêmes tendances en ce qui concerne la cinétique d'absorption d'humidité. Les "travelers" des panneaux B105TL, B106TL et U605TL ont pratiquement atteint l'équilibre au bout de la première semaine de conditionnement, en achevant ainsi le processus d'absorption débuté effectivement avant le conditionnement. Alors que le panneau U606TL a atteint l'équilibre au bout de 15 jours, une perte de poids a été observée pour les 4 "travelers" au bout de la troisième semaine. Les deux principales causes de cette perte de poids sont :

La dégradation de la matrice due au phénomène d'hydrolyse des sites polaires à cause de leur interaction avec les molécules d'eau et conduisant à la libération des petites particules. Ces dernières vont activer la pression osmotique et favoriser la création des microvides occupés par des molécules d'eau de plus faibles densités que la résine [18]. Selon cette hypothèse, la disparition de ces particules est due à l'activation du phénomène de l'osmose inverse.

Le niveau de la post-cuisson des "travelers" : lorsque ces derniers sont exposés à un environnement hygrothermique ($85 \pm 5\% \text{HR}$ et $62.8 \pm 3^\circ\text{C}$), au début il y a un effet bénéfique de la température qui permet de compléter la polymérisation et d'améliorer ainsi ses propriétés mécaniques. Cependant, cette opération s'accompagne de dégagement du styrène résiduel libre qui conduit probablement à la diminution du poids des travelers [18].

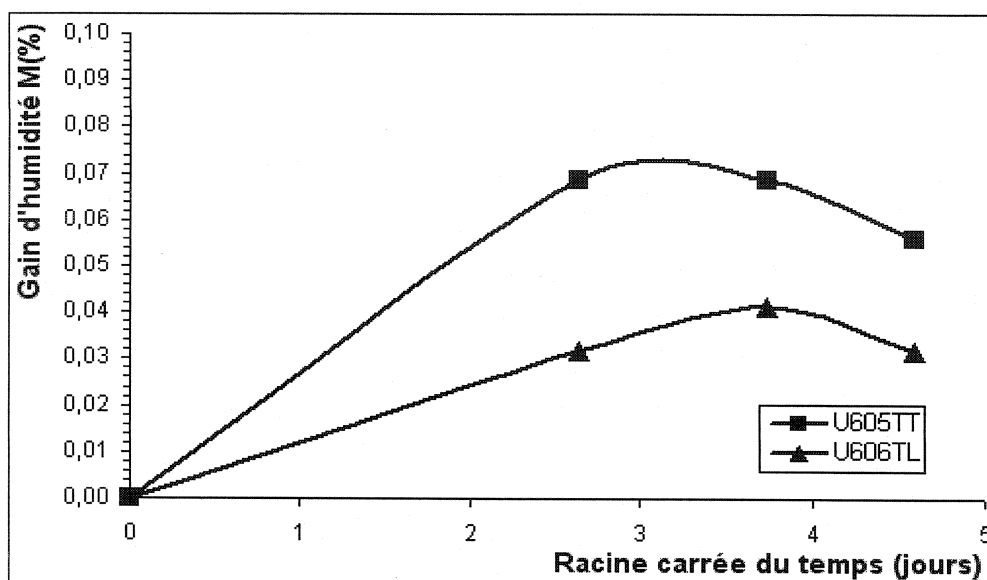


Figure 3.1 - Évolution du gain d'humidité en fonction de la racine carrée du temps pour un moulage U

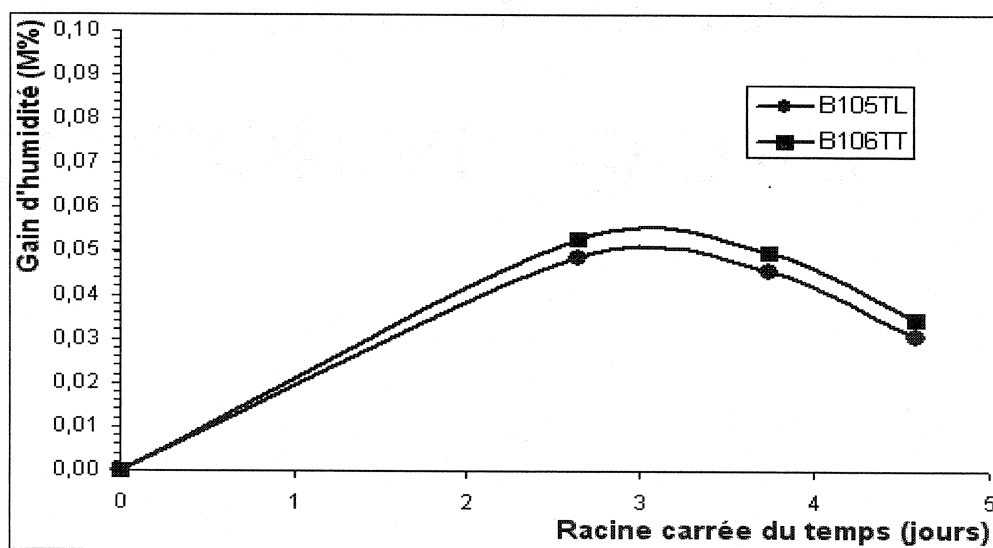


Figure 3.2 - Évolution du gain d'humidité en fonction de la racine carrée du temps pour un moulage B

3.2 Caractérisation mécanique

Dans cette section et selon le rapport technique des essais [48], on va commenter les courbes de comportement typique contrainte-déplacement et/ou contrainte-déformation représentant la propriété étudiée dans les conditions ETW, CTD, et RTD. Ceci est suivi d'une analyse de variabilité au niveau des lots, des panneaux (cas de la traction) et sous-panneaux (cas de la compression et du cisaillement plan). On rappelle ici que les valeurs des propriétés utilisées dans la discussion et l'analyse des résultats sont déjà normalisées par rapport à la fraction volumique des fibres selon les procédures montrées dans la référence [1].

Il faut noter également que dans ce chapitre les contraintes ultimes affichées sur les courbes contrainte-déformation ne correspondent pas à la résistance du stratifié; en fait, c'est la déformation et la contrainte à laquelle la jauge était brisée ce qui se traduit par une rupture du signal à ce point.

3.2.1 Traction longitudinale bidirectionnelle

Les courbes contrainte-déplacement présentées à la figure 3.3 montrent la variation de la contrainte en fonction du déplacement pour les stratifiés bidirectionnels conditionnés à CTD, ETW et RTD. Sur la même figure, nous constatons que les 3 courbes montrent un comportement élastique linéaire jusqu'à la rupture. Le matériau conditionné à RTD présente une valeur intermédiaire entre CTD et ETW. Cette tendance est quasiment répétée dans les prochaines courbes. En terme de résistance et de rigidité longitudinales, les échantillons conditionnés à ETW s'avèrent plus affectés relativement à RTD. Par contre, les éprouvettes conditionnées à CTD exhibent une meilleure performance que RTD.

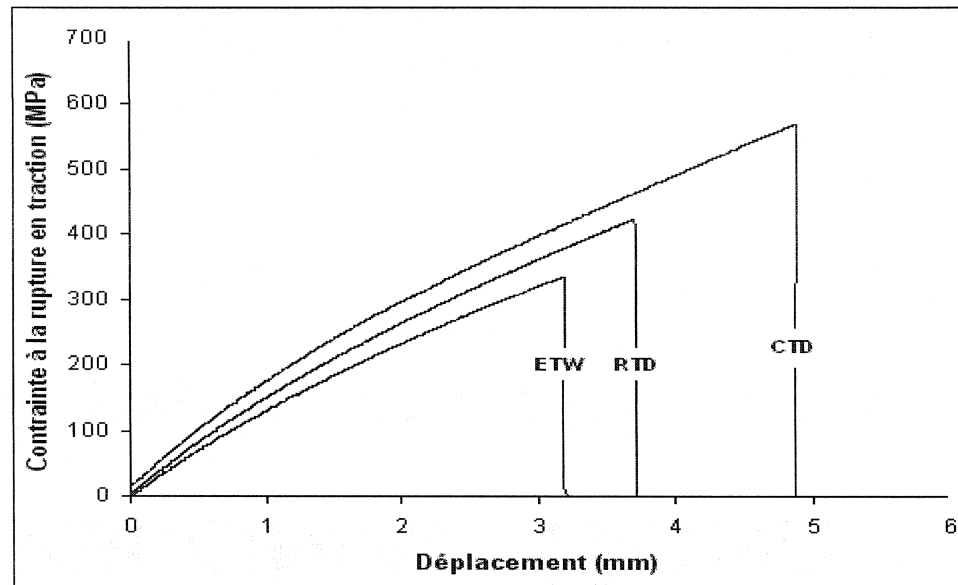


Figure 3.3 - Courbes contrainte-déplacement en traction longitudinale d'un stratifié bidirectionnel conditionné à CTD, ETW et RTD

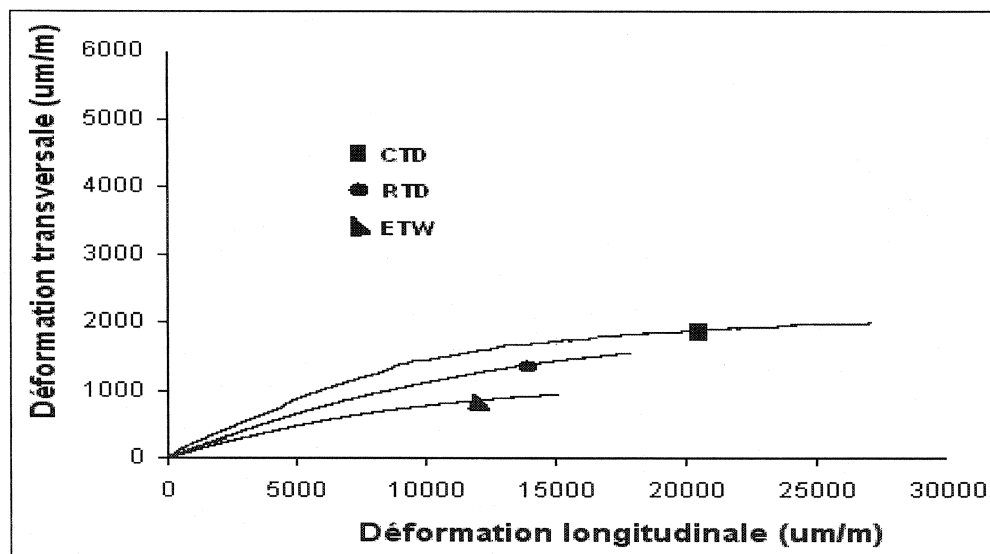


Figure 3.4 - Courbes déformation longitudinale-déformation transversale en traction longitudinale d'un stratifié bidirectionnel conditionné à CTD, ETW et RTD

La figure 3.4 montre la variation de la déformation transversale en fonction de la déformation longitudinale. Ces courbes nous permettent de mesurer le coefficient de Poisson majeur pour les différentes conditions environnementales. Les courbes de contraintes de traction en fonction de la déformation pour les trois conditions sont représentées par la figure 3.5. Ces courbes ont été obtenues à l'aide de rosette 0/90°. Les jauges installées suivant la direction chaîne (0°) et trame (90°) fournissent deux signaux indépendants. La jauge longitudinale permet d'obtenir les courbes contrainte-déformation ($\sigma_{Lt}-\varepsilon_L$), tandis que la jauge transversale permet d'obtenir les courbes contrainte-déformation ($\sigma_{Lt}-\varepsilon_T$). Le coefficient de Poisson est défini comme étant le rapport entre la déformation transversale ε_T et la déformation longitudinale ε_L selon la relation suivante $\nu_{LT} = -\varepsilon_T / \varepsilon_L$ (fig. 3.4).

Pour les échantillons testés suivant la direction chaîne, des courbes typiques ($\sigma_{Lt}-\varepsilon_L$) obtenues avec la rosette 0/90° sont présentées à la figure 3.5. Il faut dire que le module de Young tout comme le coefficient de Poisson ne présentent pas une grande dispersion car ils proviennent des pentes à l'origine des courbes contrainte-déformation. C'est d'ailleurs pourquoi cette propriété ne nécessite pas un grand nombre d'échantillons (4 par lot), contrairement à la résistance qui demande un nombre relativement élevé (11 échantillons par lot).

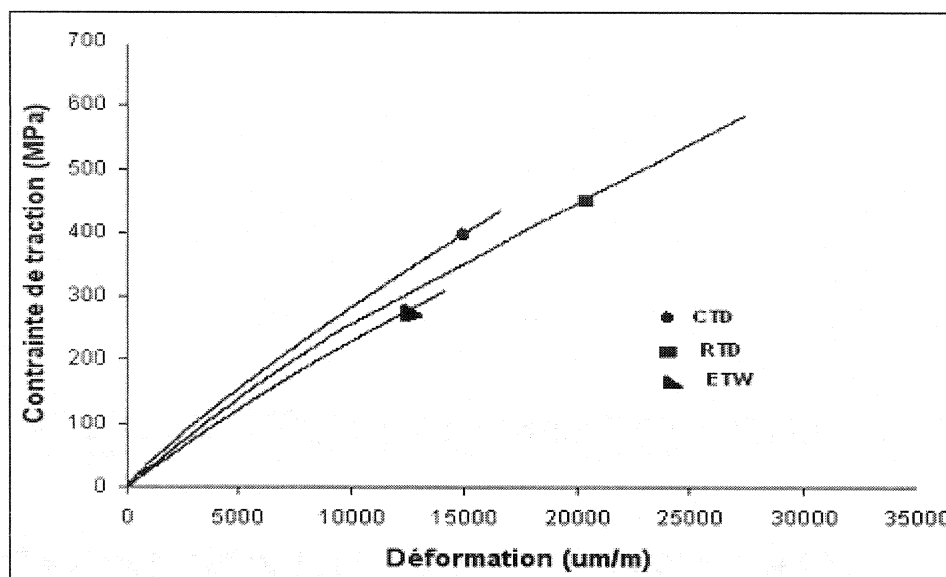


Figure 3.5 - Courbes contrainte-déformation en traction longitudinale d'un stratifié bidirectionnel conditionné à CTD, ETW et RTD

3.2.1.1 Étude de variabilité de σ_{Lt} et E_{Lt} aux conditions ETW et CTD

Les figures 3.6 et 3.7 présentent respectivement la variation de la contrainte à la rupture et le module de Young en traction longitudinale, ainsi que les variations de la F_V , V_V et M (%) en fonction des n° de panneaux pour le composite bidirectionnel conditionné à ETW.

À partir de la figure 3.6, on peut voir clairement que la contrainte à la rupture ne varie pas de façon significative, sauf pour les panneaux 9 et 10. C'est un phénomène difficile à expliquer surtout s'il s'agit d'un faible taux de vide (V_V) compris entre 0.79 et 1.32 % (fig. 3.6) et de très faibles taux de gain de masse en humidité (M) compris entre 0.03 et 0.07 %, qui restent pratiquement constante, et n'influencent pas la résistance du matériau sur l'ensemble des panneaux. En plus, les coefficients de variation CV (%) des panneaux respectifs se situent à 3.51 % et à 2.89 %, deux valeurs qui ne dépassent pas 10 %, un taux statistiquement acceptable selon la référence [1].

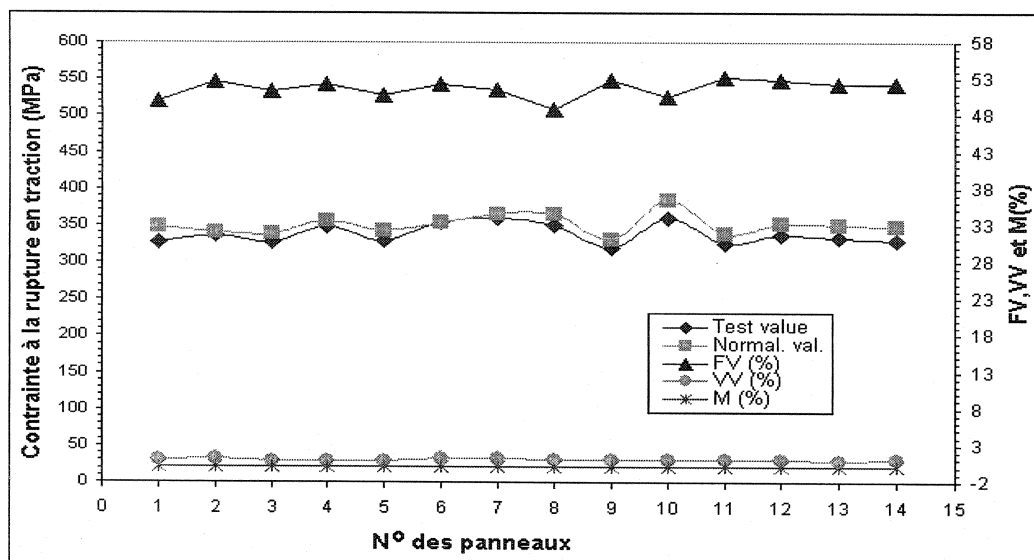


Figure 3.6 - σ_{Lt} et variation du taux de F_v , V_v et M en fonction des numéros de panneaux pour la traction longitudinale du stratifié B conditionné à ETW (note : chaque point de σ_{Lt} est la moyenne de 3, 4, 5 ou 6 mesures)

D'après la figure 3.6 et le tableau C.1 en annexe, on voit que tous les lots qui représentent les panneaux ont un coefficient de variation qui se situe entre {2.25-7.54 %} < 10 %. On peut associer également la plus grande dispersion des résultats aux panneaux 9, 10 et 11 qui exhibent un coefficient de variation plus élevé (7.54 %) par rapport aux autres lots qui représentent les regroupements des panneaux restants.

À la figure 3.7, on voit manifestement que la fraction volumique des fibres F_v gouverne de façon spectaculaire l'augmentation et la diminution du module de Young, par exemple les panneaux n° 12 et n° 13 qui exhibent un module de Young de 30.11 et 29.61 GPa respectivement ont presque les mêmes F_v et V_v . Cependant, le panneau n° 8 qui montre la plus faible valeur du module estimée à (24.46 GPa) et associé à une fraction volumique des fibres de 48.82 %, un taux de vide de 1.08 % et un taux de gain de masse en humidité de 0.047 %.

Les panneaux n° 12 et n° 13 ont montré une hausse de module de 23.10 et 21.05 % respectivement par rapport au panneau n° 8.

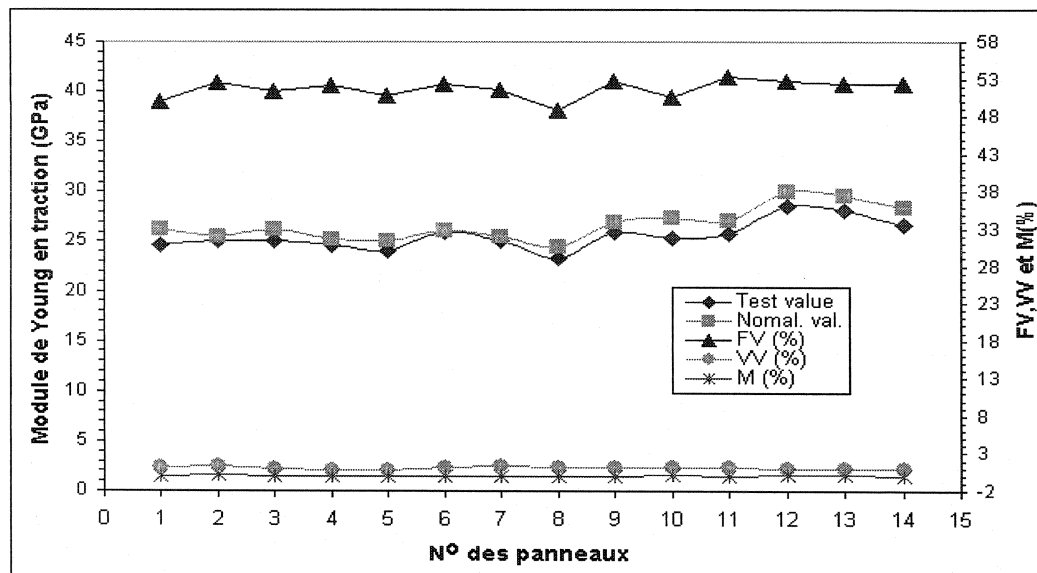


Figure 3.7 - Variation de E_{Lt} , F_v , V_v et M en fonction des numéros de panneaux pour la traction longitudinale du stratifié B conditionné à ETW (note : chaque point de E_{Lt} représente une mesure ou la moyenne des 2)

Il faut noter également que le reste des panneaux dans cette plage ont enregistré des valeurs du module sensiblement proches. Les fractions volumiques du vide (≤ 1.32 %) et du taux d'absorption d'humidité (≤ 0.056 %) demeurent faibles et constantes. En plus, le coefficient de variation pour l'ensemble des lots ne dépasse pas 4.98 %.

Les figures 3.8 et 3.9 présentent la variation de la contrainte à la rupture et le module de Young en traction longitudinale, ainsi que les variations de la F_v et V_v (%) en fonction des panneaux pour le composite bidirectionnel conditionné à CTD.

On remarque que la condition CTD, étant moins critique comparativement à la condition ETW, nécessite moins d'échantillons et que l'analyse statistique en terme de variabilité est limitée. Les échantillons proviennent tous d'un seul lot, alors s'il y a une comparaison, qui doit être faite entre les deux panneaux 1 et 2. En plus, cette condition surestime de façon remarquable les propriétés des matériaux. C'est la raison pour laquelle, dans le stade de design, ces valeurs ne seront pas tenues en compte pour les calculs des structures. Il faut noter que la reproductibilité des résultats est assurée au

niveau du lot et des panneaux. À la figure 3.8, les coefficients de variations attribués aux deux panneaux sont respectivement 4.12 % et 1.48 %.

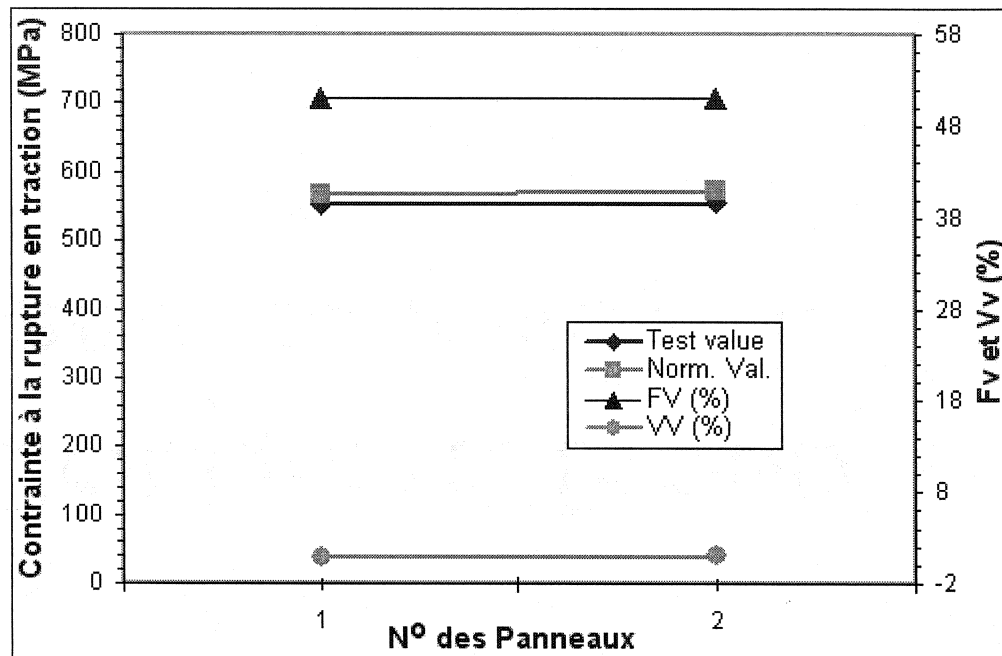


Figure 3.8 - Variation de σ_{Lt} , F_V et V_V en fonction des numéros de panneaux pour la traction longitudinale du stratifié B conditionné à CTD (note : chaque point de σ_{Lt} est la moyenne de 5 ou 6 mesures)

Les mêmes remarques sont faites pour le module où cela s'explique par le fait que les deux panneaux ont exactement les mêmes fractions volumiques des fibres et il faut aussi dire en plus que le taux de vide V_v varie très peu d'un panneau à l'autre.

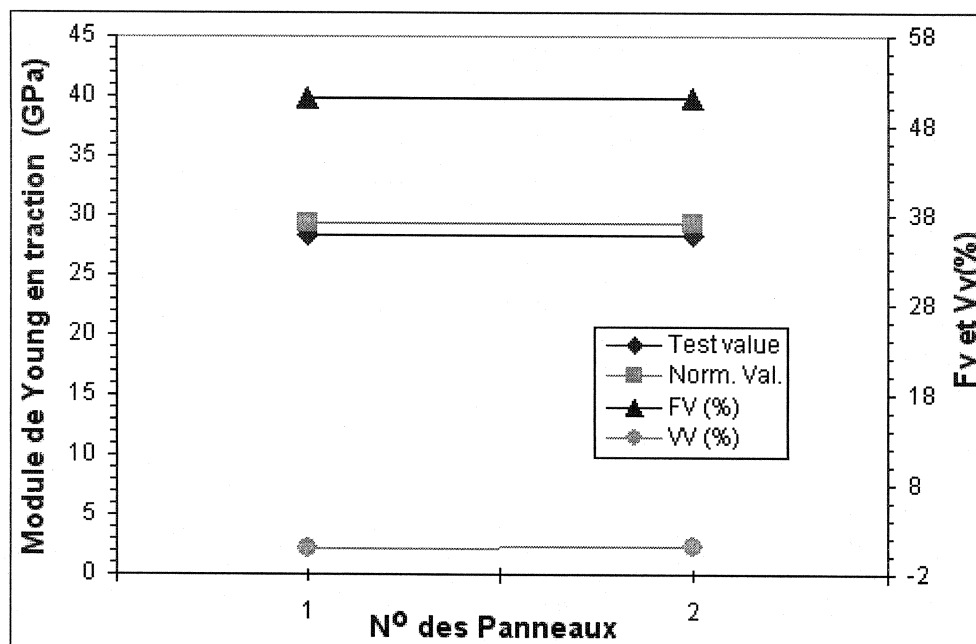


Figure 3.9 - Variation de E_{Lt} , F_V et V_V en fonction des numéros de panneaux pour la traction longitudinale du stratifié B conditionné à ETW (note : chaque point de E_{Lt} est la moyenne de 2 mesures)

3.2.2 Traction transversale bidirectionnelle

Les courbes contrainte-déplacement présentées à la figure 3.10 montrent la variation de la contrainte à la rupture en fonction du déplacement pour le stratifié bidirectionnel conditionné à CTD, ETW et RTD. Dans cette figure, nous constatons que les trois courbes exhibent un comportement élastique linéaire jusqu'à la rupture. Les mêmes constatations ont été observées pour le même stratifié testé dans la direction longitudinale marqué par une légère diminution des propriétés mécaniques estimée à 9.96 (%). Cette diminution est logique car la fraction volumique des fibres (F_V) n'est pas la même dans les deux directions : elle est sensiblement plus grande dans la direction longitudinale.

La figure 3.10 est explicative, en ce qui concerne le rapport entre le comportement mécanique dans les conditions ETW et CTD de ce stratifié relativement à RTD : la

condition RTD reste toujours une condition intermédiaire qui exhibe des propriétés intermédiaires, comparativement à CTD la condition la plus dominante et celle de ETW la plus dégradante.

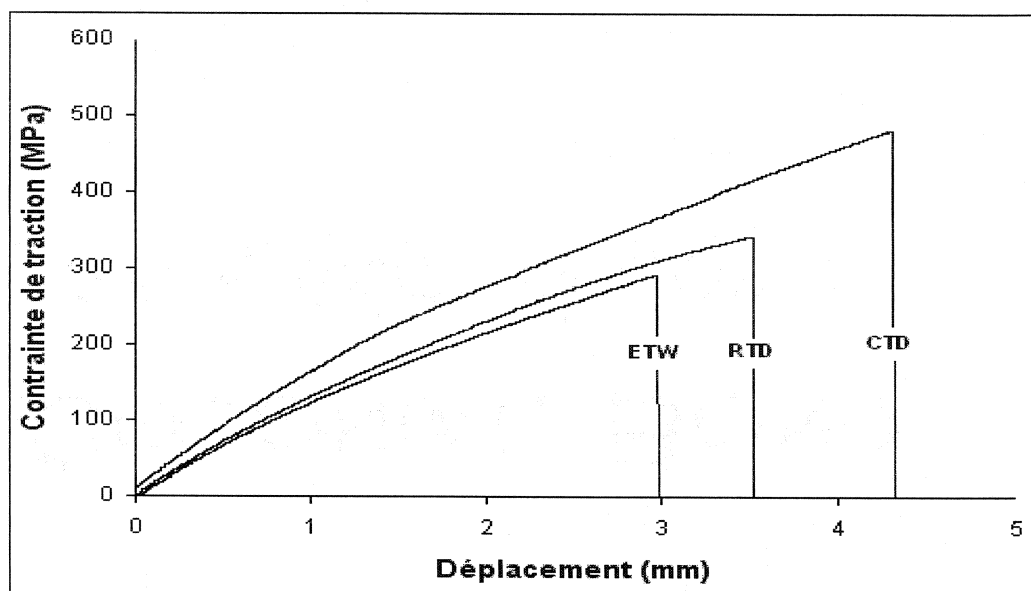


Figure 3.10 - Courbes contrainte-déplacement en traction transversale d'un stratifié bidirectionnel conditionné à CTD, ETW et RTD

Les courbes typiques contrainte-déformation pour les trois conditions environnementales sont présentées à la figure 3.11. Ces courbes ont été obtenues à l'aide d'une jauge simple installée dans la direction transversale (90°). Les courbes $\sigma_{Tt}-\epsilon_T$ permettent de mesurer le module d'Young transversal E_{Tt} .

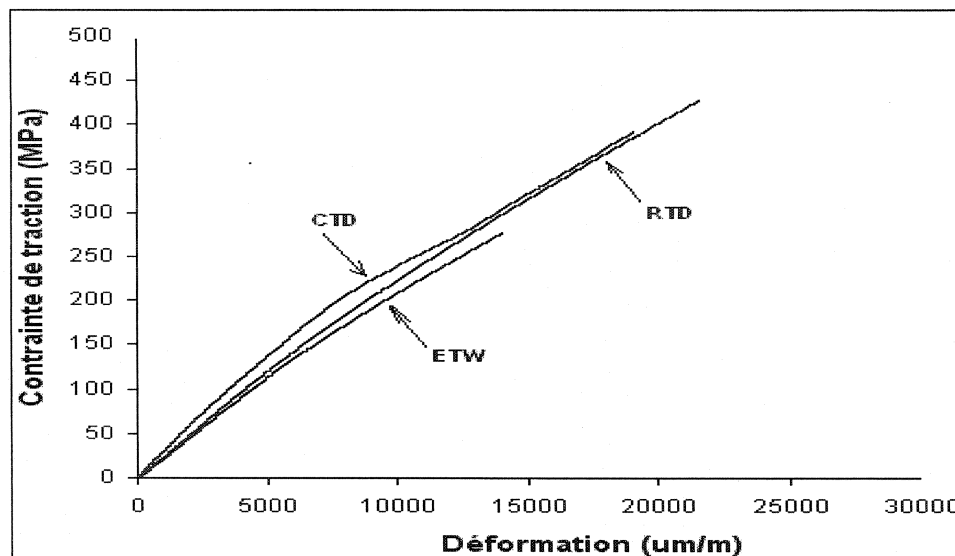


Figure 3.11 - Courbes contrainte-déformation en traction transversale d'un stratifié bidirectionnel conditionné à CTD, ETW et RTD

3.2.2.1 Étude de variabilité de σ_{TT} et E_{TT} aux conditions ETW et CTD

Les figures 3.12 et 3.13 montrent la variation de la contrainte à la rupture et du module d'Young en traction transversale ainsi que les variations de F_v , V_v et M en fonction des n^{os} de panneau pour un composite bidirectionnel conditionné à ETW.

Au premier regard sur la figure 3.12, on remarque que les panneaux 9, 10 et 11 du lot 4 présentent des fluctuations qui se traduisent par un coefficient de variation ($CV=6.46\%$) plus élevé à l'égard des autres lots 1, 2, 3 et 5. Comme il s'agit d'un composite bidirectionnel, le module d'Young ainsi que la résistance en traction transversal augmentent en ajoutant plus de fibres. Bien que les tests soient en sens transversale, l'augmentation de la fraction volumique doit avoir des conséquences sur les propriétés parce qu'on augmente aussi la proportion des fibres en sens transversal. Le taux de vide change également les propriétés : en présence des vides, le composite devient poreux, ce qui favorise plus l'absorption d'humidité. Par conséquent, on peut dire que ces deux

derniers facteurs (V_v et M %) baissent grandement les propriétés mécaniques du matériau.

Bien que les panneaux 9 et 11 illustrent clairement cette tendance, c'est-à-dire avec les mêmes fractions volumiques des fibres, on remarque que plus le matériau contient un taux de vide élevé, plus M (%) est importante et cela cause une diminution de la résistance (tableau 3.3).

Tableau 3.3 - Présentation de l'influence des propriétés physiques sur la résistance en traction transversale d'un composite bidirectionnel

N° de lot	N° de panneau	Fv (%)	Vv (%)	M (%)	Résistance (MPa)
4	9	52.69	1.01	0.06	299.83
	10	50.14	0.73	0.09	338.59
	11	52.36	1.18	0.07	307.39

Remarque : pour la même condition environnementale ETW et dans les deux directions de sollicitations L et T, les mêmes panneaux 9, 10 et 11 du lot 4 présentent presque les mêmes fluctuations au niveau des propriétés mécaniques ainsi qu'une hausse semblable et du même ordre de grandeur du coefficient de variation estimé pour le lot 4 à 7.54 % (tableau 3.3) et 6.46 % relativement aux lots 1, 2, 3 et 5. Une certaine explication, qui semble valide, est que les panneaux en symétrie proviennent du même moulage, raison pour laquelle les défauts apparaissent simultanément et de façon spectaculaire dans les lots du même moulage.

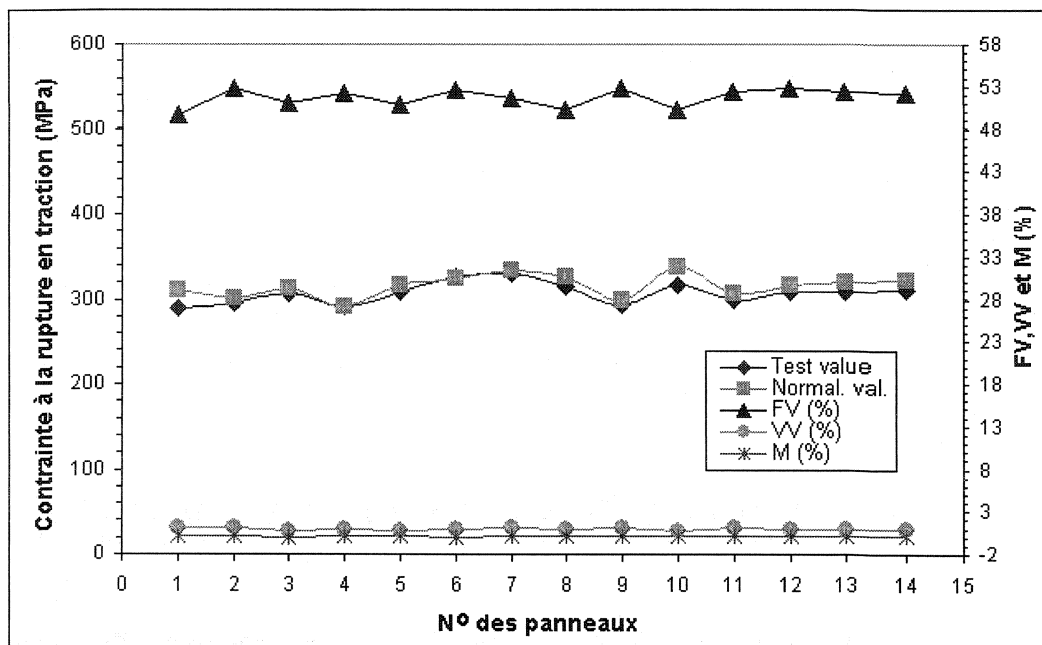


Figure 3.12 - Variation de σ_{Tt} , F_V , V_V et M en fonction des numéros de panneaux pour la traction transversale du stratifié B conditionné à ETW (note : chaque point de σ_{Tt} est la moyenne de 3, 4, 5 ou 6 mesures)

La figure 3.13 montre que les tests effectués sur les échantillons destinés pour mesurer le module de Young ont une bonne reproductibilité des résultats que ce soit au niveau des panneaux ou au niveau des lots. Cela est dû au fait que les propriétés physiques sont très proches les unes des autres.

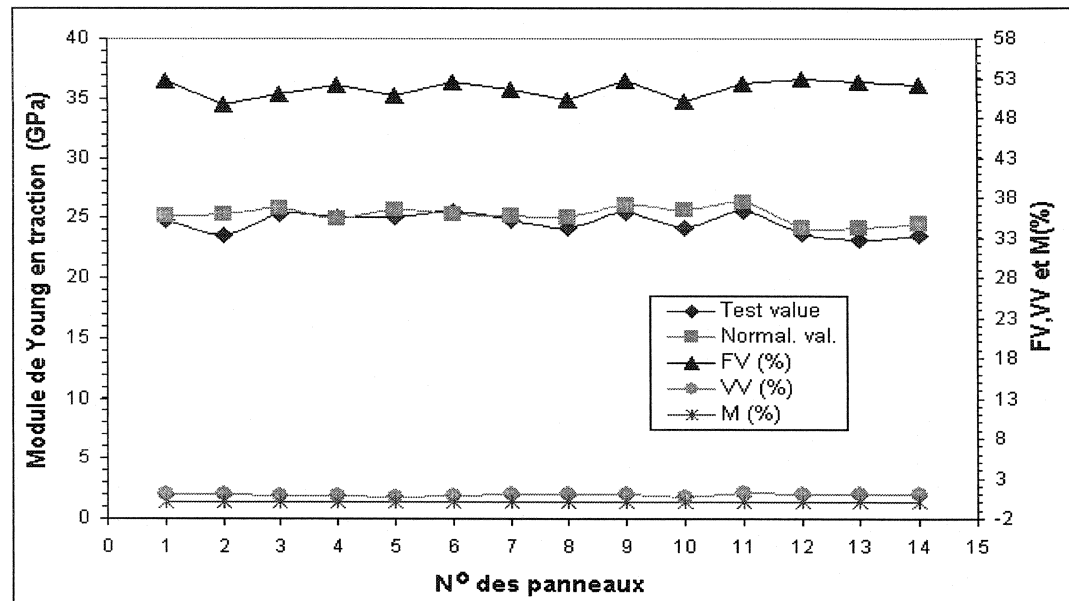


Figure 3.13 - Variation de E_{Tt} , F_V , V_V et M en fonction des numéros de panneaux pour la traction transversale du stratifié B conditionné à ETW (note : chaque point de E_{Lt} représente une mesure ou la moyenne des 2)

Les figures 3.14 et 3.15 exhibent la variation de la contrainte à la rupture et le module d'Young en traction transversale, ainsi que les variations de F_v et V_v avec les numéros de panneaux pour le composite bidirectionnel testé à CTD.

La figure 3.14 présente deux aspects contradictoires pour l'effet de la fraction volumique des fibres et le taux de vide sur la résistance. On remarque que le panneau 1, malgré que F_v et V_v soient favorables pour une propriété meilleure, trouve tout à fait l'inverse comparativement au panneau 2 qui possède des propriétés physiques (F_v et V_v %) plus dégradantes. Cela arrive avec la résistance qui se manifeste souvent sous l'effet des défauts. Cette contradiction peut être due au moulage des panneaux. Par contre, à la figure 3.15, le faible V_v et la hausse de F_v dans le panneau 1 par rapport au panneau 2 lui procurent un module plus grand.

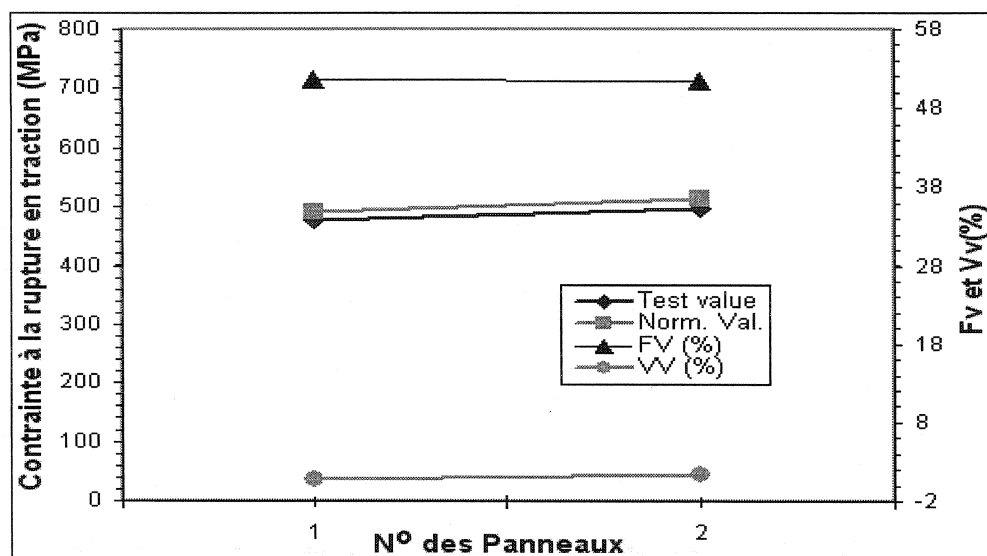


Figure 3.14 - Variation de σ_{Tt} , F_V et V_V en fonction des numéros de panneaux pour la traction transversale du stratifié B conditionné à CTD (note : chaque point de σ_{Tt} est la moyenne de 5 ou 6 mesures)

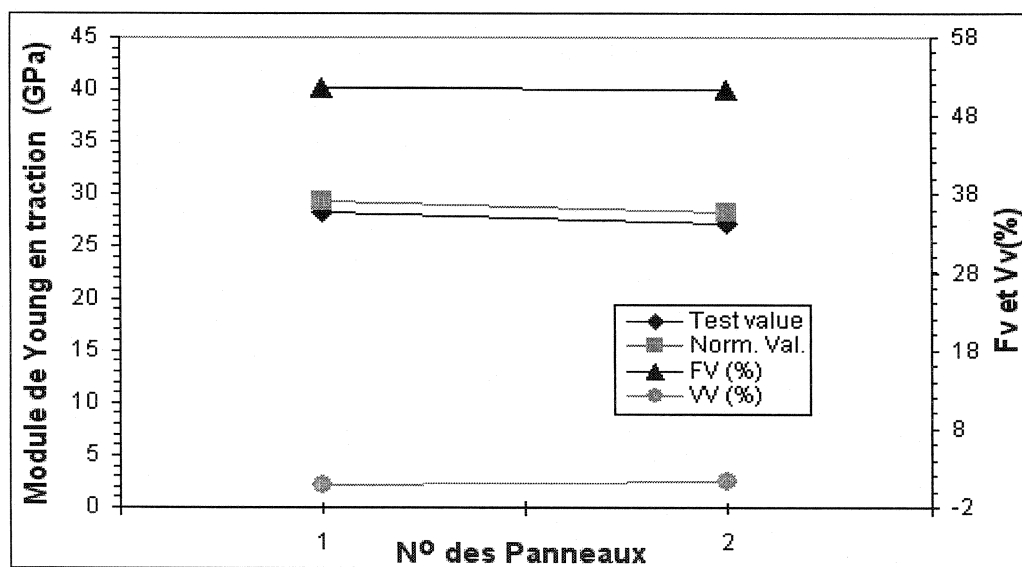


Figure 3.15 - Variation de E_{Tt} , F_V et V_V en fonction des numéros de panneaux pour la traction transversale du stratifié B conditionné à CTD (note : chaque point de E_{Tt} est la moyenne des 2 mesures)

3.2.3 Traction longitudinale unidirectionnelle

Le stratifié unidirectionnel et bidirectionnel obéissent aux mêmes raisonnements traités dans la section précédente, surtout en ce qui concerne le type et le mode d'installation des jauges, ainsi que les courbes de comportement contrainte-déplacement et contrainte-déformation obtenues suites aux essais mécaniques. Cependant, leur comportement mécanique typique n'est pas le même à cause de leurs configurations de renfort différentes. Le stratifié bidirectionnel exhibe un comportement relativement similaire suivant les deux directions de chargement longitudinal et transversal, où la résistance du composite est totalement contrôlée par le renfort $0/90^\circ$ dans les deux sens de sollicitation. Alors que le stratifié unidirectionnel affiche un comportement mécanique en traction meilleur dans la direction longitudinale (0°), où la fraction volumique des fibres est très importante 90 % (fig. 3.16).

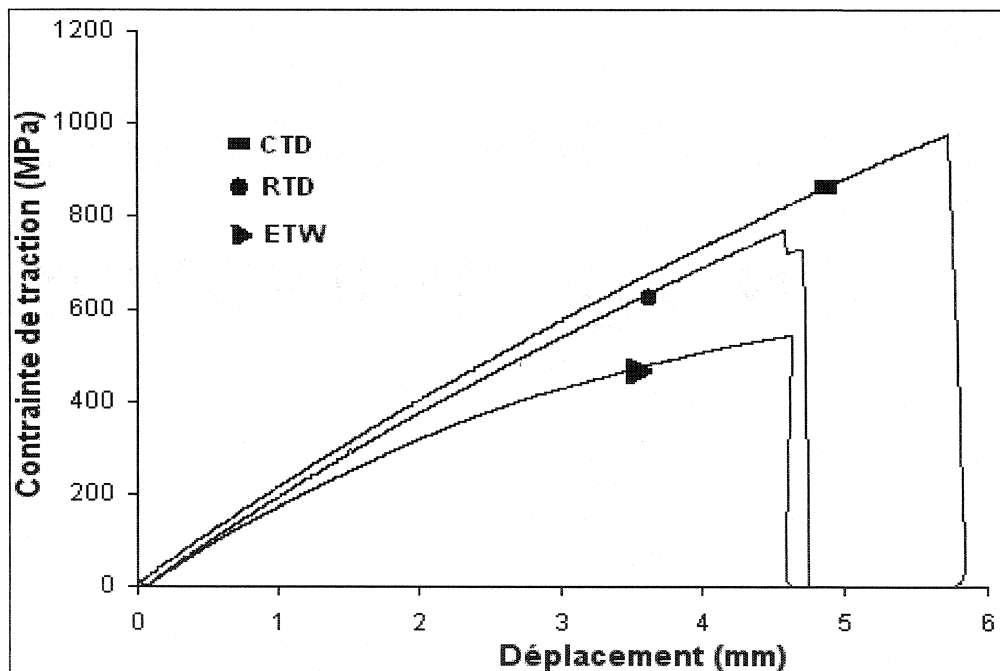


Figure 3.16 - Courbes contrainte-déplacement en traction longitudinale d'un stratifié U conditionné à CTD, ETW et RTD

Par contre, dans le sens trame (90°), où la résistance du stratifié est contrôlée à 90 % par la matrice, les propriétés mécaniques du matériau sont très faibles. La raison pour laquelle l'allure de la courbe contrainte-déplacement à une tendance bilinéaire. Ce comportement ductile rappelle celui d'une matrice résineuse pure.

Les échantillons testés dans la direction chaîne (0°) présentent un caractère fragile caractérisé par une courbe contrainte-déplacement relativement rectiligne jusqu'à la rupture, comme montré à la figure 3.16. Les éprouvettes testées à CTD et à RTD répondent à cette affirmation. Cependant, celles testées à ETW ($82\pm 3^\circ\text{C}$) ont une allure légèrement non linéaire dû au fait que plus on se rapproche de la température de transition vitreuse (T_g), plus le matériau devient ductile et affiche une tendance similaire.

Il faut dire aussi que le coefficient de Poisson et le module d'Young du composite unidirectionnel sont mesurés de la même façon que celui du matériau bidirectionnel traité dans la section précédente.

3.2.3.1 Étude de variabilité de σ_{Lt} et E_{Lt} aux conditions ETW et CTD

Les figures 3.17 et 3.18 montrent la variation de la contrainte à la rupture et le module en traction longitudinale, ainsi que les variations de la F_v , V_v et M (%) en fonction des numéros de panneaux pour un composite unidirectionnel conditionné à ETW.

La figure 3.17 montre une baisse de la résistance qui semble très importante au niveau des panneaux 6, 7 et 8 du lot 3. Les panneaux des lots 2, 4, 5 et 6 exhibent un comportement dont les valeurs de résistance varient en moyenne par lot autour de 620 MPa. Cela constitue une baisse importante estimée à 11.29 % relativement à la résistance à la rupture moyenne du lot 4. Cette dégradation semble logique parce qu'elle est due principalement à la baisse relative de F_v (%) ainsi qu'un taux de vide important.

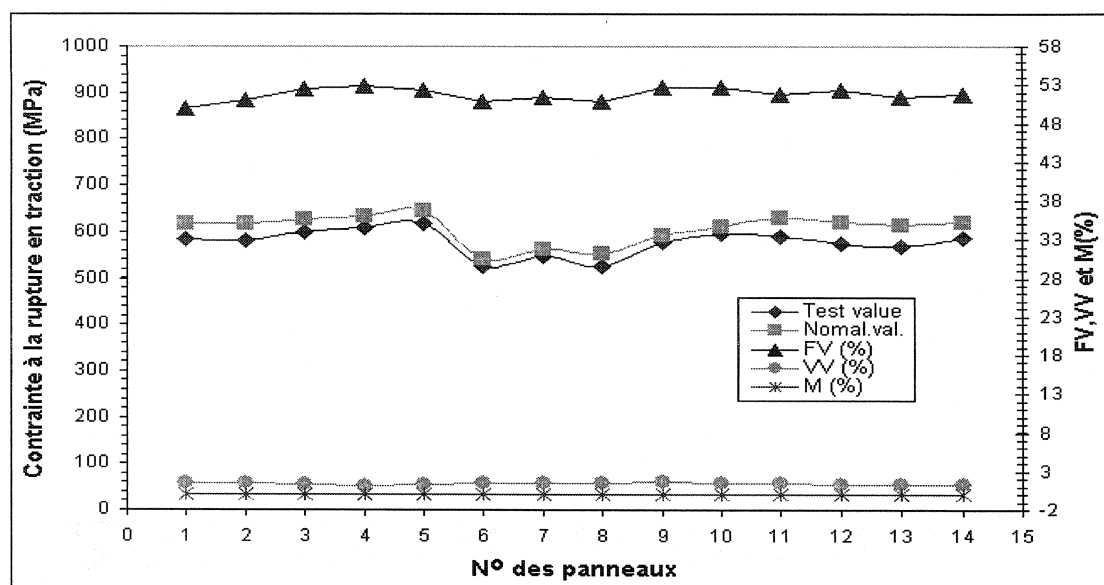


Figure 3.17 - Variation de σ_{Lt} , F_V , V_V et M en fonction des numéros de panneaux pour la traction longitudinale du stratifié U conditionné à ETW

Une conclusion très importante à tirer de cette analyse c'est que la résistance du composite unidirectionnel commence à s'altérer dès que le taux de vide atteint ou dépasse 1.4 %. Cependant, le facteur (V_V) n'affecte pas le module d'Young autant que la résistance. C'est la raison pour laquelle on voit un coefficient de variation dans les limites permises pour l'ensemble des lots (fig. 3.18).

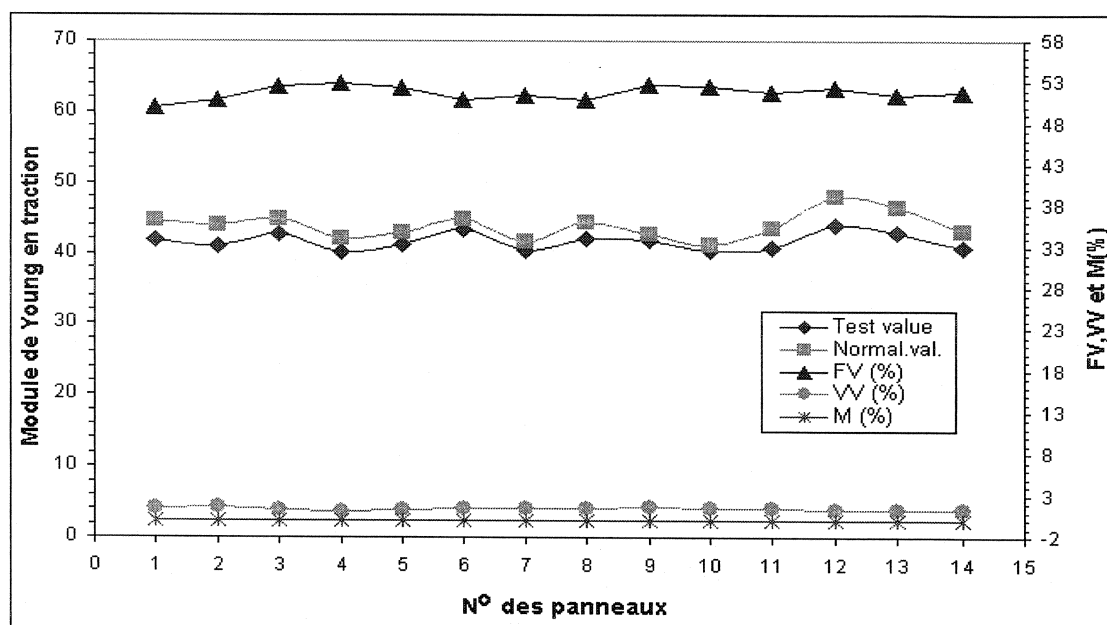


Figure 3.18 - Variation de E_{Lt} , F_V , V_V et M en fonction des numéros de panneaux pour la traction longitudinale du stratifié U conditionné à ETW

3.2.4 Traction transversale unidirectionnelle

Les figures 3.19 et 3.20 montrent respectivement les courbes typiques contrainte-déplacement et contrainte-déformation pour un matériau composite à renfort unidirectionnel testé dans la direction transversale. Un changement de pente est clairement observé dans les courbes ($\sigma_{Tl}-\varepsilon_T$) de ces figures. Ce point d'inflexion est associé au début de la fissuration transversale, appelé aussi point de rupture du premier pli du stratifié. Le changement de l'allure des courbes au-delà du point d'inflexion signifie que le module de Young du matériau a baissé.

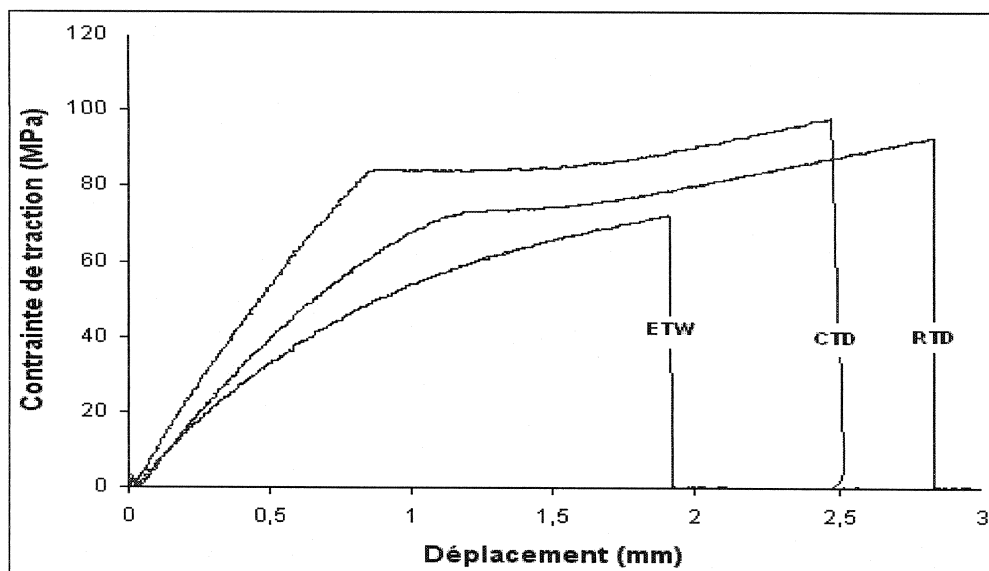


Figure 3.19 - Courbes contrainte-déplacement en traction transversale d'un stratifié U conditionné à CTD, ETW et RTD

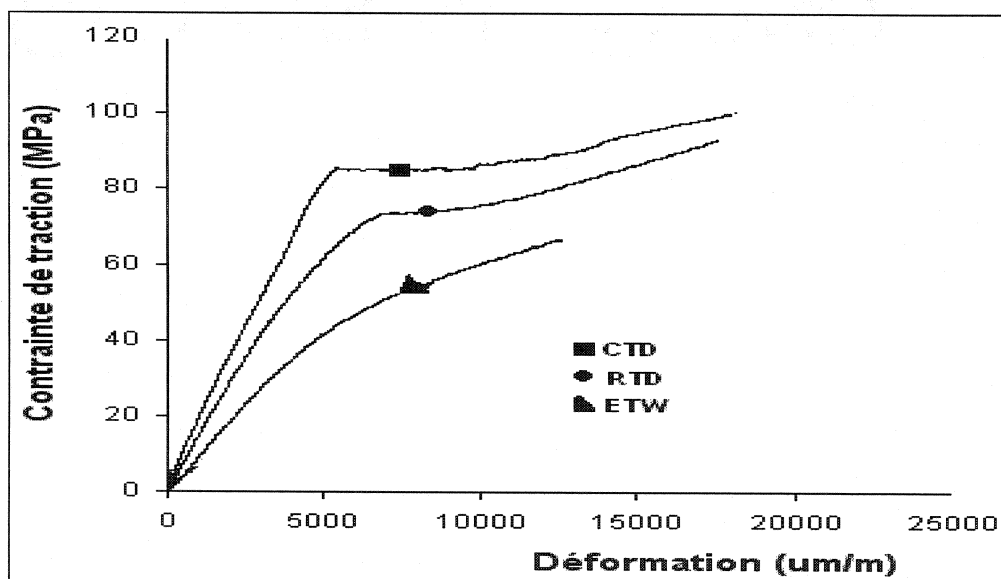


Figure 3.20 - Courbes contrainte-déformation en traction transversale d'un stratifié U conditionné à CTD, ETW et RTD

Les tableaux 3.4 et 3.5 montrent l'effet des conditions environnementales ETW et CTD sur la rupture du premier pli du stratifié unidirectionnel testé dans la direction transversale, relativement à RTD.

Dans le tableau 3.4, on remarque clairement que les échantillons préalablement conditionnés à haute température en présence d'humidité et testés à une température élevée ($82\pm 3^{\circ}\text{C}$) subissent une chute de la résistance ultime du premier pli estimée à 37.29 % relativement à ceux testés dans la condition RTD. Cette dégradation est due à plusieurs facteurs et principalement au ramollissement de la matrice s'approchant de la température de transition vitreuse. L'influence de l'humidité peut aussi contribuer à cette baisse.

Tableau 3.4 - Effet de la condition ETW sur la rupture du premier pli du stratifié U testé dans la direction transversale relativement à RTD

Propriétés	RTD	ETW	Baisse en (%)
Résistance à la rupture du composite σ_{Ti} [MPa]	97.54	77.31	20.74
Résistance ultime du premier pli [MPa]	71.12	44.60	37.29

Le tableau 3.5 montre que les résistances à la rupture et celle du premier pli augmentent à la condition CTD comparativement à RTD. Cela est expliqué par la hausse de rigidité de la matrice à cette température [25], prouvant ainsi que la basse température a un effet bénéfique pour les composites renforcés de fibres de verre.

Tableau 3.5 - Effet de la condition CTD sur la rupture du premier pli du stratifié U testé dans la direction transversale relativement à RTD

Propriétés	RTD	CTD	Augmente en (%)
Résistance à la rupture du composite σ_{Tt} [MPa]	97.54	100.50	8.16
Résistance ultime du premier pli [MPa]	71.12	85.36	20.02

3.2.4.1 Étude de variabilité de σ_{Tt} et E_{Tt} aux conditions ETW et CTD

Les figures 3.21 et 3.22 montrent la variation de la contrainte à la rupture et le module de Young en traction transversale, ainsi que les variations de F_v , V_v et M (%) en fonction des n^{os} de panneaux pour le composite unidirectionnel conditionné à ETW.

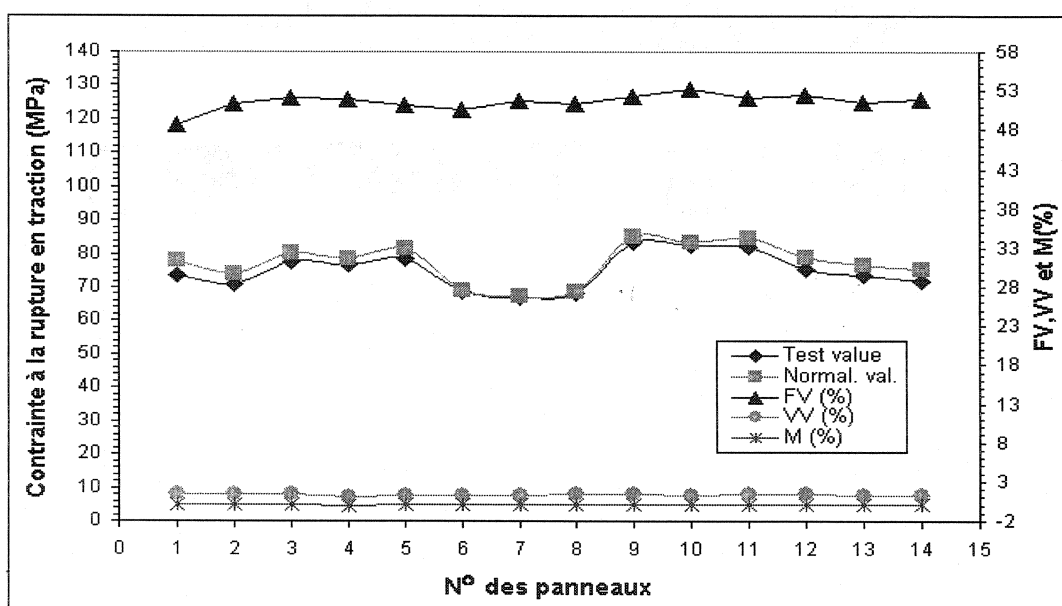


Figure 3.21 - Variation de σ_{Tt} , F_v , V_v et M en fonction des numéros de panneaux pour la traction transversale du stratifié U conditionné à ETW

Dans la figure 3.21, les échantillons des panneaux 6, 7 et 8 du lot 3 montrent une baisse prononcée de résistance à la rupture. Cette chute relative de propriété est estimée à 17.65% par rapport à la résistance à la rupture moyenne des échantillons des lots 1, 2, 4 et 5.

Ce comportement rappelle ceux des mêmes numéros de panneaux, testés dans la direction longitudinale pour le stratifié unidirectionnel conditionné à ETW. La dégradation de la résistance de ce dernier avoisine 11.29 %, donc c'est une autre affirmation que les échantillons qui sont testés dans les mêmes conditions et qui ont subi une même réduction de résistance proviennent du même moulage. Il faut souligner également que la reproductibilité des résultats est statistiquement dans les normes où le CV varie entre 1.49 à 5.80 %.

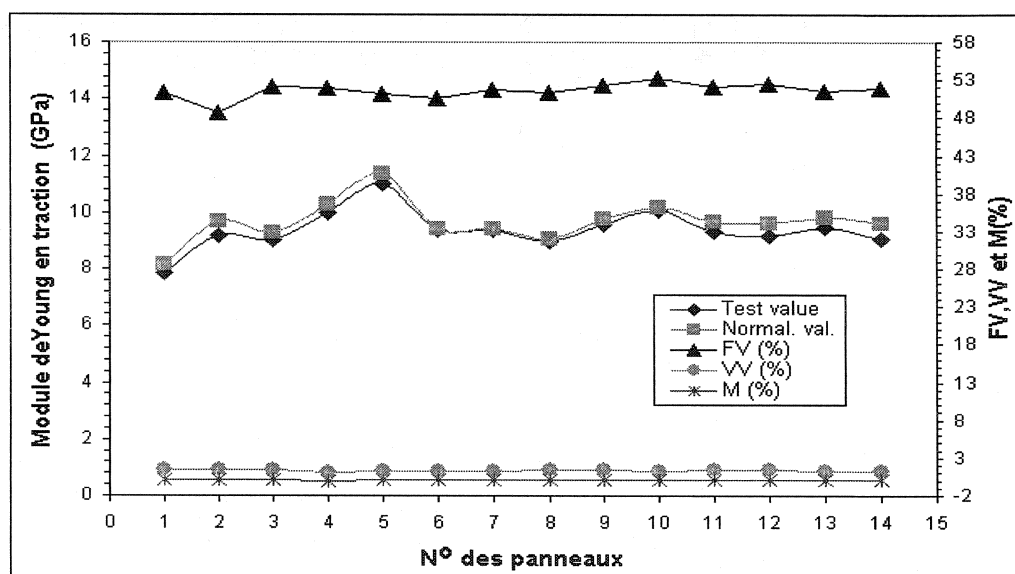


Figure 3.22 - Variation de E_{Tb} , F_V , V_V et M en fonction des numéros de panneaux pour la traction transversale du stratifié U conditionné à ETW

Sur la figure 3.22, le panneau 1 semble avoir le même F_V , pourtant il a le module le plus faible !!!!. À mon avis il faut dire que la variation du F_V est trop faible et ne peut pas clairement expliquer les variations du module.

3.2.5 Compression longitudinale bidirectionnelle

Les courbes contrainte vs déplacement en compression présentées à la figure 3.23 montrent la variation de contrainte en fonction du déplacement pour les stratifiés bidirectionnels conditionnés à CTD, ETW et RTD. Sur la même figure, nous constatons que les trois courbes suggèrent un comportement mécanique fragile élastique jusqu'à la rupture. Le stratifié conditionné à RTD exhibe toujours un comportement mécanique qui se traduit par une valeur intermédiaire située entre CTD et ETW.

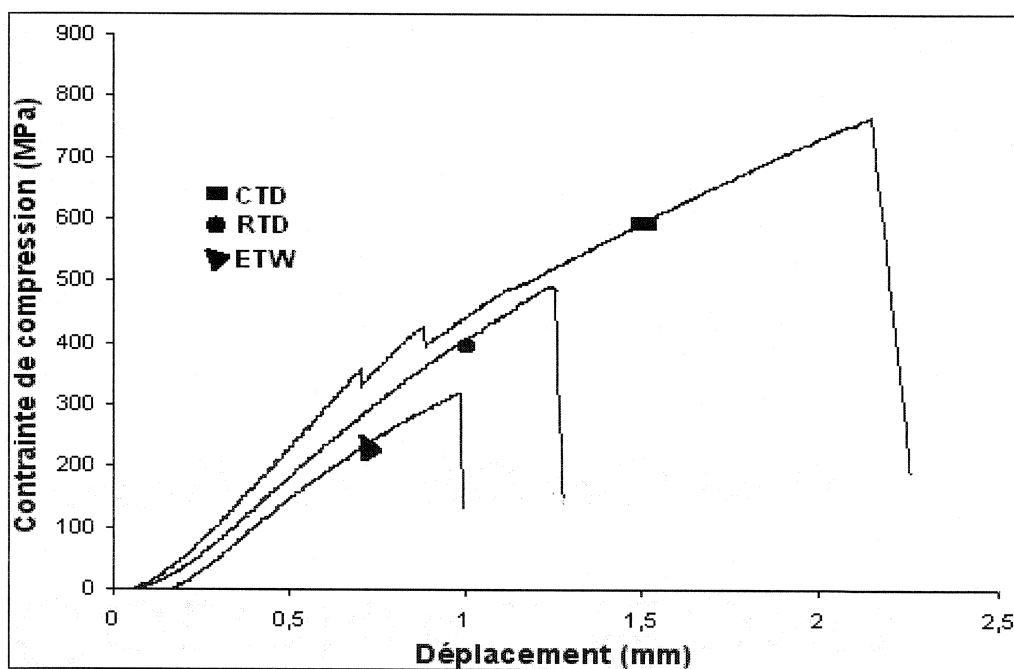


Figure 3.23 - Courbes contrainte-déplacement en compression longitudinale d'un stratifié B conditionné à CTD, ETW et RTD

3.2.5.1 Étude de variabilité de σ_{Lc} et E_{Lc} aux conditions ETW et CTD

La figure 3.24 montre la variation de la contrainte à la rupture en compression longitudinale ainsi que les variations de F_v , V_v et M en fonction des n^{os} de panneaux pour un composite bidirectionnel conditionné à ETW.

La résistance moyenne de ce matériau est de 330 MPa. Cette valeur est inférieure à celle de traction de 6.25 %. La valeur moyenne du module d'Young estimée à 27.27 GPa est pratiquement la même que celle observée dans la traction longitudinale. Le coefficient de variation demeure toujours dans les limites permises et est égal à 8.71 %.

Notons également que les valeurs maximales et minimales de la résistance σ_{Lc} font partie respectivement du panneau 6 (lot 3) et du panneau 4 (lot 2). Pour le module E_{Lc} , la valeur maximale a été localisée dans le panneau 1 (lot 1), tandis que la valeur minimale dans le panneau 3 (lot 2) comme le cas de la résistance. Aucun effet significatif de F_v , V_v et M sur σ_{Lc} et E_{Lc} n'a été enregistré.

La figure 3.25 montre la variation de la contrainte à la rupture en compression longitudinale ainsi que les variations de F_v , V_v et M en fonction des n^{os} de panneaux pour un composite bidirectionnel conditionné à CTD. La résistance moyenne σ_{Lc} est estimée à 756 MPa. Cette valeur excède celle de la traction à 32.34 %. Le module d'Young E_{Lc} demeure constant comparativement à celui de la traction longitudinale.

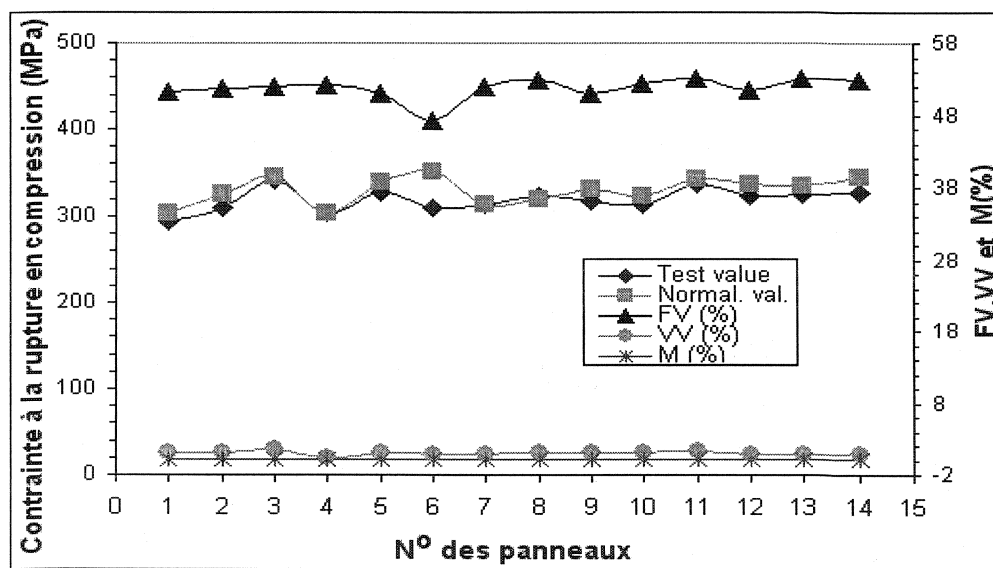


Figure 3.24 - Variation de σ_{Lc} , F_v , V_v et M en fonction des numéros de panneaux pour la compression longitudinale du stratifié B conditionné à ETW

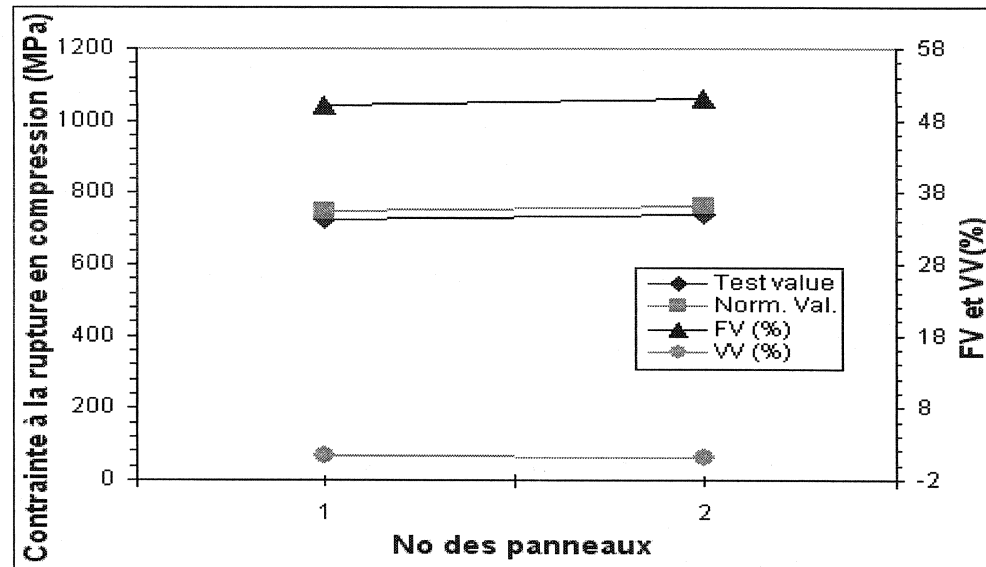


Figure 3.25 - Variation de σ_{Lc} , F_V et V_V en fonction des numéros de panneaux pour la compression longitudinale du stratifié U conditionné à CTD

3.2.6 Compression transversale bidirectionnelle

Les courbes de la figure 3.26 indiquent la variation de la contrainte en fonction du déplacement. La forme des courbes des stratifiés conditionnés à CTD et RTD est élastique linéaire jusqu'à la rupture. Cependant, la courbe typique caractérisant le stratifié conditionné à CTD présente des dégradations qui sont expliquées par le bris partiel des fibres causants une chute de la contrainte. L'intensité de cette chute est proportionnelle à la quantité des fibres brisées. Ensuite, la contrainte continue à augmenter selon la même pente égale à la portion précédente jusqu'à la prochaine rupture des fibres. Le module d'Young, par contre, ne change pas au cours de cette dégradation.

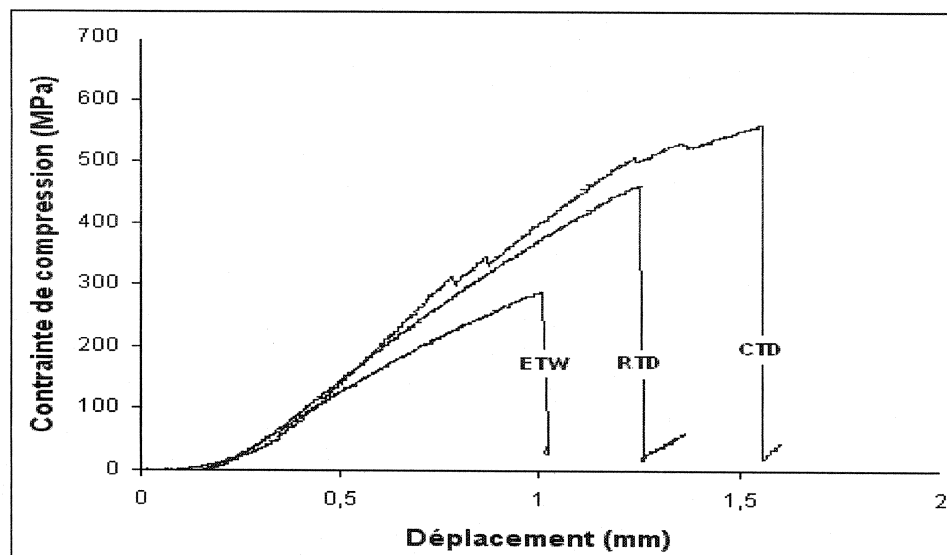


Figure 3.26 - Courbes contrainte-déplacement en compression transversale d'un stratifié B conditionné à CTD, ETW et RTD

3.2.6.1 Étude de variabilité de σ_{Tc} et E_{Tc} aux conditions ETW et CTD

La figure 3.27 montre la variation de la contrainte à la rupture en compression transversale ainsi que les variations de F_v , V_v et M en fonction des n^{os} de panneaux pour un composite bidirectionnel conditionné à ETW. La résistance moyenne σ_{Lc} du matériau est de 275.50 MPa. Cette valeur est inférieure à celle de la traction à 14.6 %. La valeur moyenne du module d'Young estimée à 26 GPa est la même que celle observée dans la traction transversale. Les tests de compression effectués sur ce type de stratifié sont reproductibles (CV = 6.71 %).

Nous soulignons que les valeurs extrêmes de la résistance σ_{Tc} sont attribuées au panneau 1 (lot 1) qui possède la valeur minimale et le panneau 6 (lot 3) ayant la valeur maximale. La valeur maximale du module E_{Tc} a été localisée dans le panneau 1 (lot 1), ainsi que la valeur minimale dans le panneau 5 (lot 2). Aucun effet significatif n'a été enregistré de F_v , V_v et M sur σ_{Tc} et E_{Tc} .

La figure 3.28 montre la variation de la contrainte à la rupture en compression longitudinale ainsi que les variations de F_v , V_v et M en fonction des n^{os} de panneaux pour un composite bidirectionnel conditionné à CTD. Selon cette figure, on constate que les courbes de la résistance et de F_v ont une tendance similaire : plus le taux fibres augmente, plus la résistance s'accroît. La résistance moyenne σ_{Tc} est estimée à 582 MPa. Cette valeur présente une hausse de 15.87 % comparativement à σ_{Tt} . De plus, le module dont la valeur moyenne est estimée à 27.62 GPa suit la même tendance que celle observée pour la résistance.

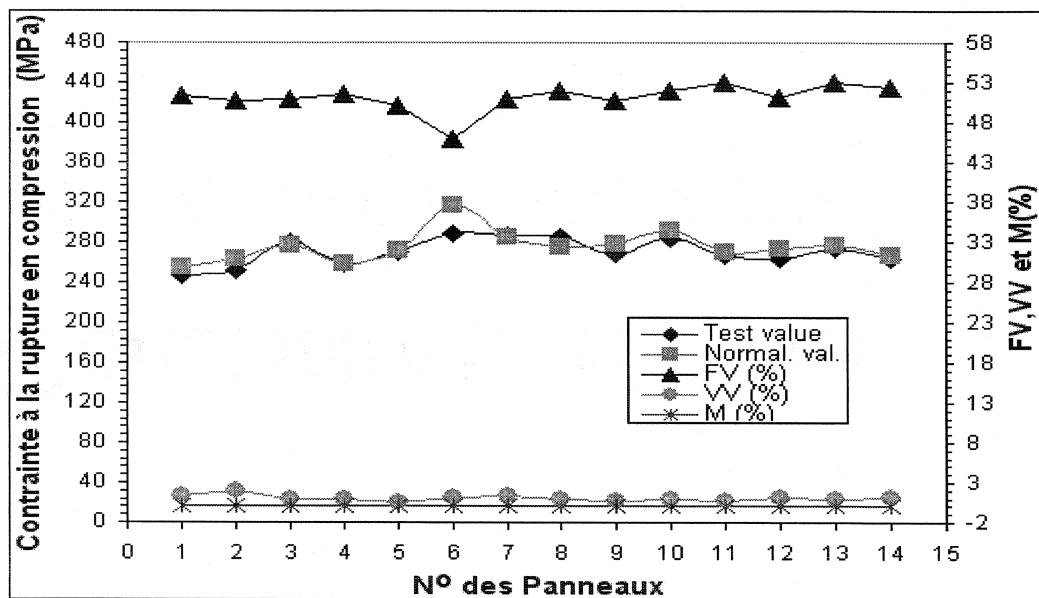


Figure 3.27 - Variation de σ_{Tc} , F_v , V_v et M en fonction des numéros de panneaux pour la compression transversale du stratifié B conditionné à ETW

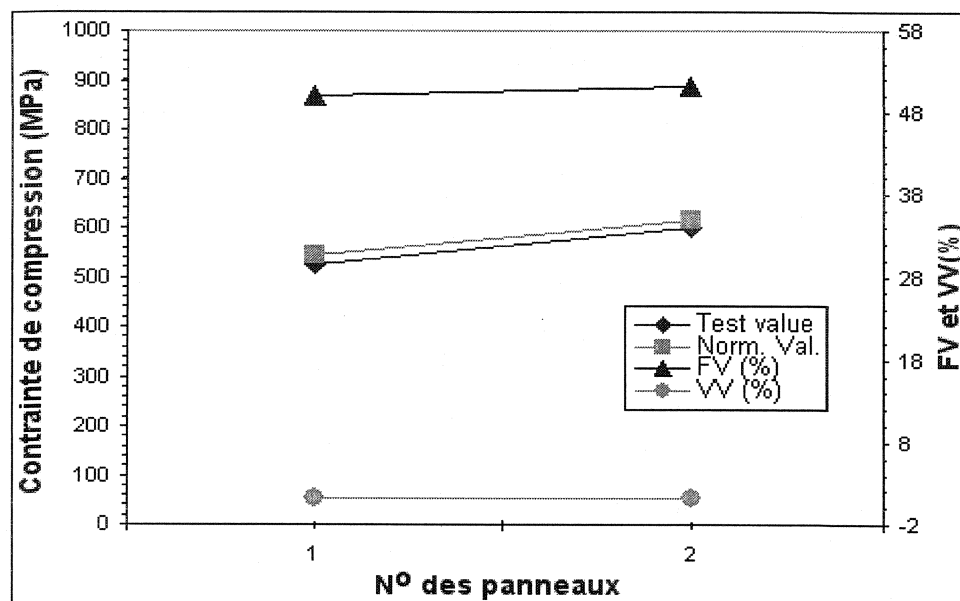


Figure 3.28 - Variation de σ_{Tc} , F_V et V_V en fonction des numéros de panneaux pour la compression transversale du stratifié B conditionné à CTD

3.2.7 Compression longitudinale unidirectionnelle

Les courbes contraintes vs déplacements en compression montrées à la figure 3.29 montrent un comportement similaire que celui enregistré dans la compression transversale bidirectionnelle surtout en ce qui concerne la courbe caractérisant le stratifié conditionné à CTD.

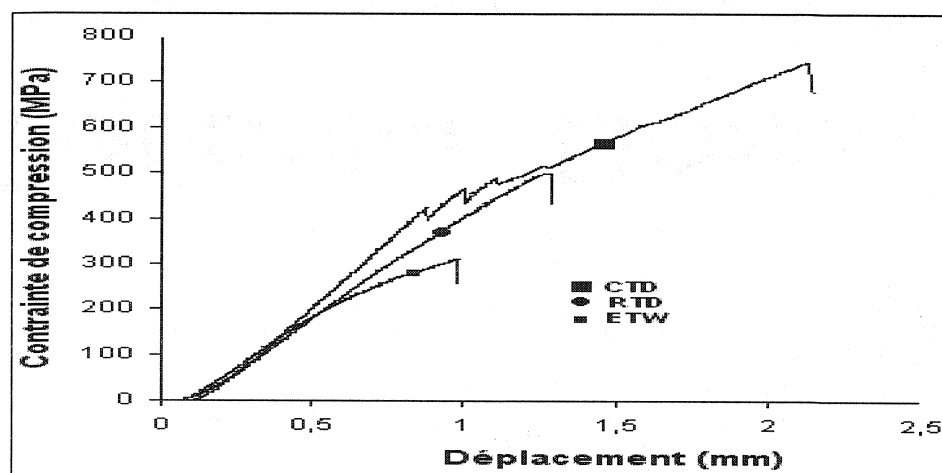


Figure 3.29 - Courbes contrainte-déplacement en compression longitudinale d'un stratifié U conditionné à CTD, ETW et RTD

3.2.7.1 Étude de variabilité de σ_{Lc} et E_{Lc} aux conditions ETW

La figure 3.30 présente la variation de la contrainte à la rupture en compression longitudinale ainsi que les variations de F_v , V_v et M en fonction des n^{os} de panneaux pour un composite unidirectionnel conditionné à ETW.

Selon les courbes présentées à la figure 3.30, la résistance moyenne en compression σ_{Lc} est 31.84 % inférieure à celle correspondant à la traction. Par ailleurs, le module moyen en compression E_{Lc} est de 41.56 GPa, soit 5.58 % inférieur au module de traction testé dans les mêmes conditions. Un cas particulier qui s'est produit dans cette étude, est que le module E_{Lc} a présenté une hausse de 5.56 % comparativement à celui testé dans la condition RTD. C'est l'inverse qui devrait se produire, cela rend difficile à expliquer ce phénomène. On peut toutefois estimer que les valeurs sont trop proches (CV égal à 6 %) et que cette différence provient de problèmes d'expérimentation ou de l'origine de la mise en oeuvre des panneaux.

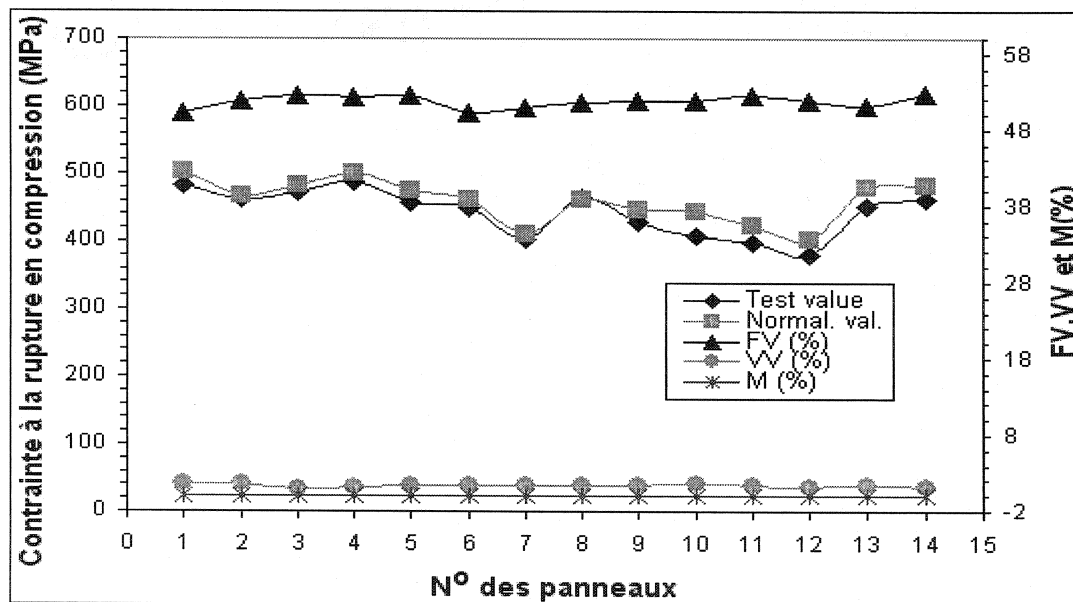


Figure 3.30 - Variation de σ_{Lc} , F_v , V_v et M en fonction des numéros de panneaux pour la compression longitudinale du stratifié U conditionné à ETW

3.2.8 Compression transversale unidirectionnelle

Les courbes typiques contraintes vs déplacements présentées à la figure 3.31 montrent un comportement qui se rapproche de celui de traction transversale pour le même stratifié. Plus la température de test augmente, plus l'allure de la courbe enregistre un comportement bilinéaire. La partie initiale de la courbe contraintes vs déplacement présente une faible pente. Cette dernière est due au manque de perpendicularité entre les faces des bouts de l'échantillon et la direction de chargement, ainsi que son assise inadéquate dans le montage de compression. Donc, la réponse effective du matériau commence après cette phase d'adaptation.

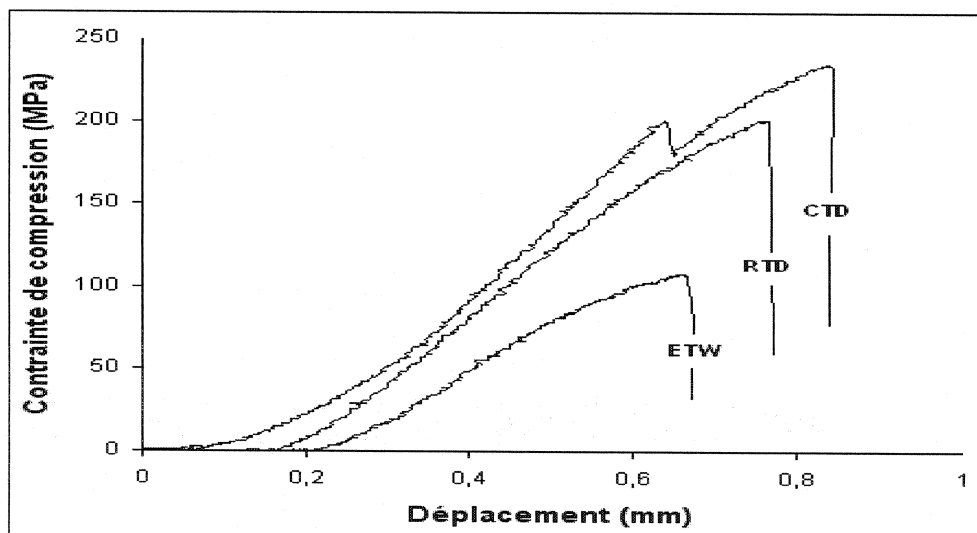


Figure 3.31 - Courbes contrainte-déplacement en compression transversale d'un stratifié U conditionné à CTD, ETW et RTD

3.2.8.1 Étude de variabilité de σ_{Tc} et E_{Tc} aux conditions ETW

La variation de la contrainte à la rupture en compression longitudinale ainsi que les variations de F_v , V_v et M en fonction des n^{os} de panneaux pour un composite unidirectionnel conditionné à ETW sont présentées à la figure 3.32.

On constate que la valeur moyenne de la résistance σ_{Tc} qui est égale à 114.55 MPa est 48.2 % supérieure à celle à la traction obtenue dans les mêmes conditions. Par ailleurs, la valeur moyenne du module est de 13.4 MPa, soit 38.43 % supérieur au module de traction d'un stratifié U testé dans la direction transversale. De plus, les résultats recueillis à l'issue des tests de compression montrent qu'ils sont reproductibles (le coefficient de variation est égal à 4.5 %).

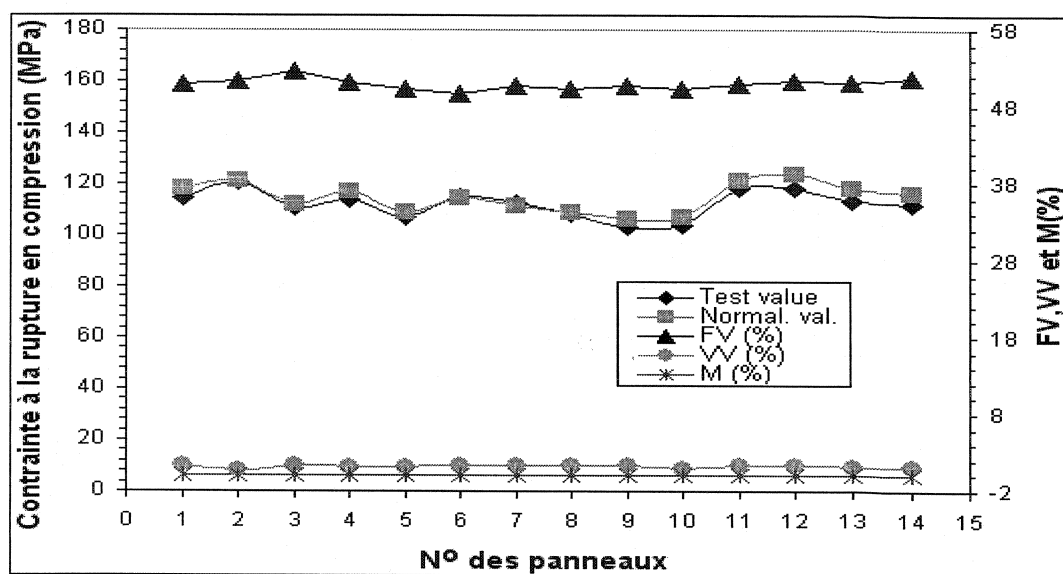


Figure 3.32 - Variation de σ_{Tc} , F_V , V_V et M en fonction des numéros de panneaux pour la compression transversale du stratifié U conditionné à ETW

3.2.9 Cisaillement plan des stratifiés à renfort B et U

Pour compléter la caractérisation mécanique du matériau B et U, des essais de cisaillement Iosipescu ont été réalisés. Des courbes typiques contraintes-déformations enregistrées pour les échantillons de cisaillement ayant deux configurations de renfort bidirectionnels (B) et unidirectionnels (U) sont illustrées respectivement à la figure 3.33 et 3.34. À priori, le comportement observé est du type élasto-plastique. La pente de la première portion de la courbe correspond au module de cisaillement G_{LT} . Donc, la résistance à la rupture en cisaillement plan est déterminée soit visuellement au niveau du

point d'intersection des tangentes des deux parties de la courbe. En se rapprochant du point d'inflexion des courbes, on remarque un développement rapide des microcrofissures, ce qui entraîne une dégradation brusque de la rigidité des matériaux.

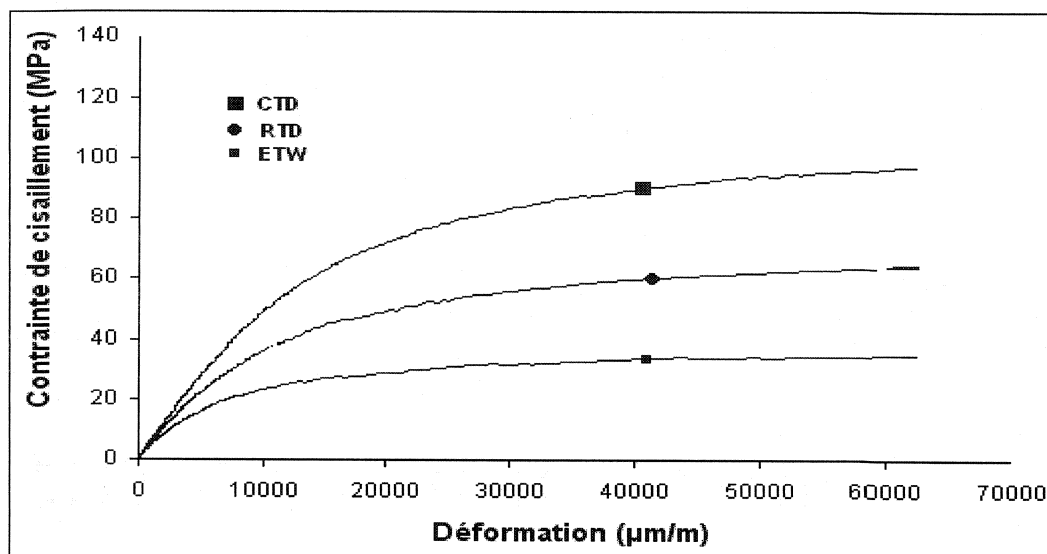


Figure 3.33 - Courbes contrainte-déformation en cisaillement plan d'un stratifié B conditionné à CTD, ETW et RTD

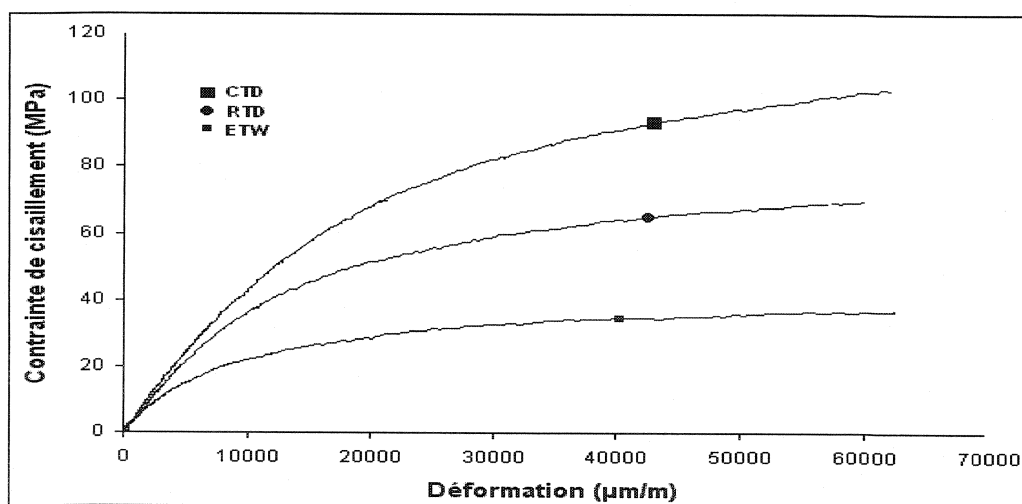


Figure 3.34 - Courbes contrainte-déformation en cisaillement plan d'un stratifié U conditionné à CTD, ETW et RTD

3.2.9.1 Étude de variabilité de τ_{LT} et G_{LT} aux conditions ETW et CTD

Les figures 3.35 et 3.36 montrent la variation de la contrainte en cisaillement plan τ_{LT} , ainsi que les variations de la Fv, Vv et M (%) en fonction des numéros de panneaux pour les composite B et U conditionnés à ETW.

À partir des figures 3.35 et 3.36, on constate que les résultats des tests de cisaillement plan (τ_{LT}) sont reproductibles pour les deux matériaux B et U que ce soit au niveau des panneaux ou des lots (leur coefficient de variation est compris entre 2.27 et 4.29 %). Le composite B a enregistré une résistance moyenne estimée à 31.75 MPa, tandis que le matériau U a montré une résistance moyenne plus élevée (34 MPa). Les propriétés physiques FV, Vv et M(%) ne semblent pas avoir une influence remarquable. Le tableau 3.6 montre les lots qui contiennent les plus faibles et les plus grandes valeurs de la résistance de cisaillement plan.

Tableau 3.6 - Distribution des résistances τ_{LTmin} et τ_{LTmax} selon les panneaux et les lots des matériaux B et U conditionnés à ETW

	Matériau B		Matériau U	
	τ_{LTmin}	τ_{LTmax}	τ_{LTmin}	τ_{LTmax}
Numéro du panneau	8	14	6	2
Numéro du lot	3	5	3	6

D'après les figures 3.33 et 3.34, on trouve un module moyen de cisaillement G_{LT} estimé à 2.28 GPa. De plus, nous avons constaté ce qui suit :

- Pour le matériau B, le lot 5 contient les plus hautes valeurs du module de cisaillement G_{LT} . Cependant, le lot 3 renferme les plus faibles valeurs de G_{LT} .
- Pour le matériau U, c'est le lot 2 qui contient les plus hautes valeurs du module de cisaillement G_{LT} . Alors que les faibles valeurs de G_{LT} sont contenues dans le lot 4.

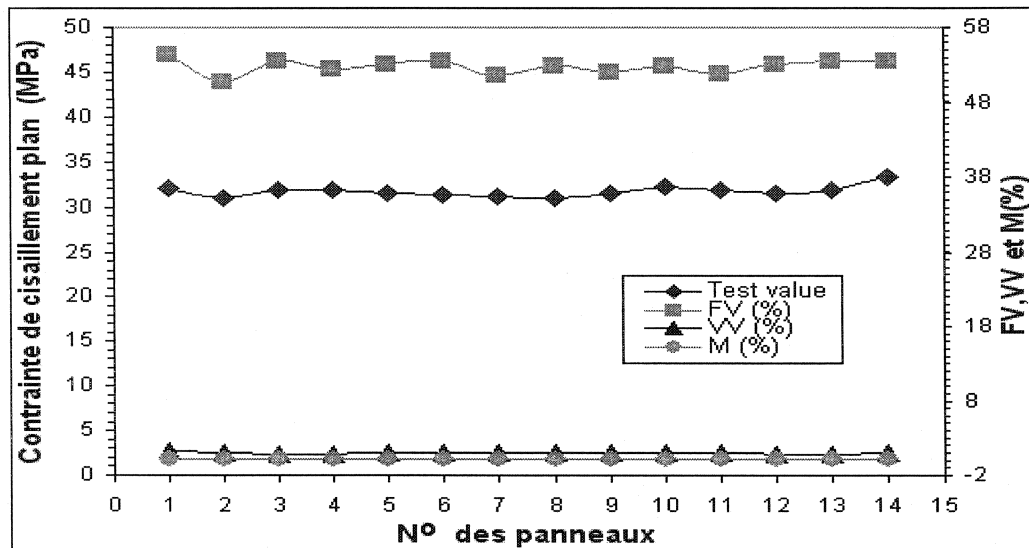


Figure 3.35 - Variation de τ_{LT} , F_V , V_V et M en fonction des numéros de panneaux pour le cisaillement plan du stratifié B conditionné à ETW

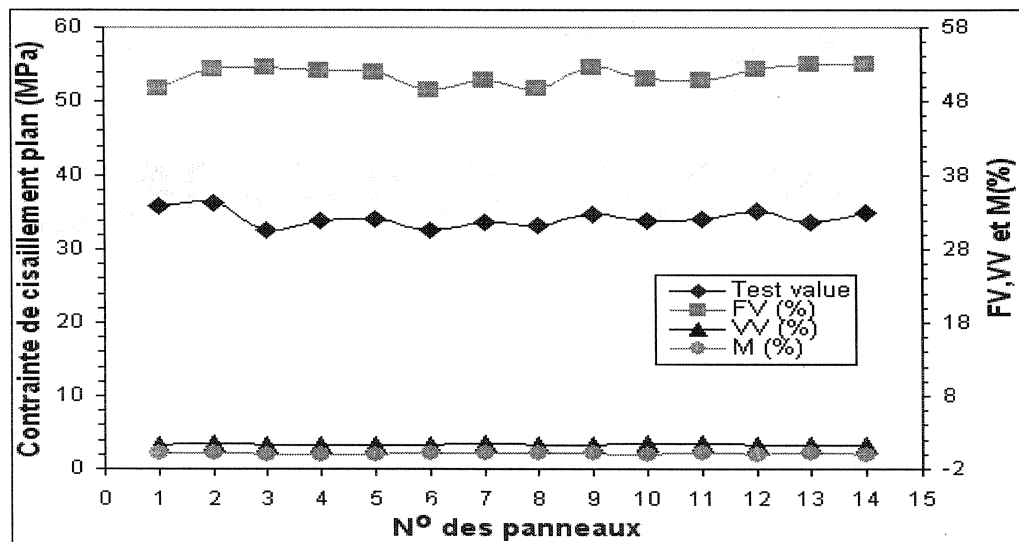


Figure 3.36 - Variation de τ_{LT} , F_V , V_V et M en fonction des numéros de panneaux pour le cisaillement plan du stratifié U conditionné à ETW

Les figures 3.37 et 3.38 montrent la variation de la contrainte de cisaillement plan τ_{LT} , ainsi que les variations de la Fv, Vv et M (%) en fonction des numéros de panneaux pour les composites B et U conditionnés à CTD.

Dans la figure 3.37, on remarque que la fraction volumique des fibres gouverne de façon claire la résistance τ_{LT} , cela malgré que dans ce type de test, en général, c'est la matrice qui contrôle la résistance du matériau. Le panneau 1 qui possède une FV plus élevée exhibe la valeur la plus haute de la résistance estimée à 87 MPa, le contraire s'est produit avec le panneau 2 dont la valeur de résistance est 83 MPa. La même tendance a été observée pour le matériau U comme le montre les courbes de la figure 3.38. On note également une bonne reproductibilité des résultats des deux matériaux B et U qui se traduit par une faible dispersion des résultats : CV est égal à 5.50 %.

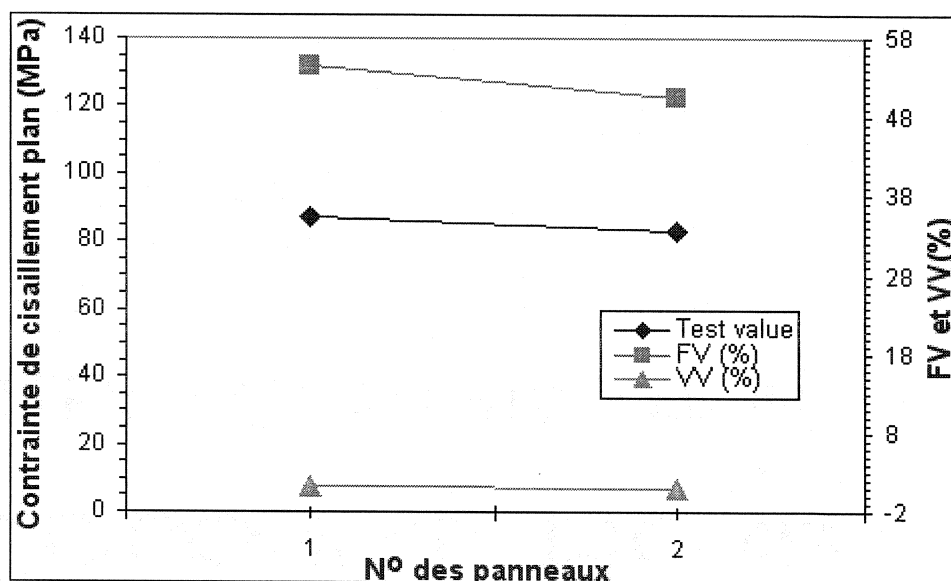


Figure 3.37 - Variation de τ_{LT} , Fv et Vv en fonction des numéros de panneaux pour le cisaillement plan du stratifié B conditionné à CTD

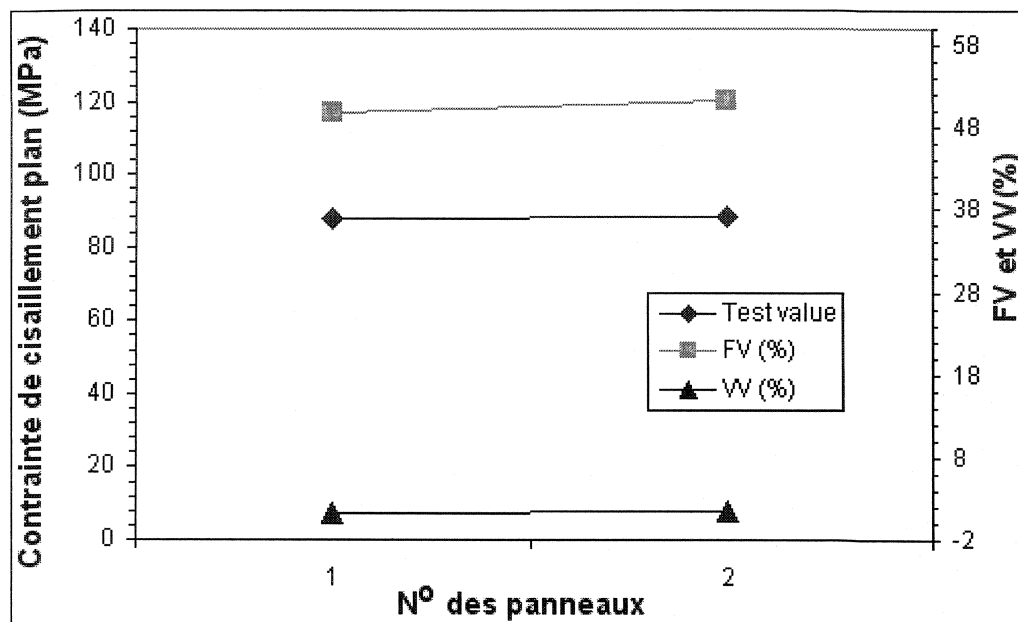


Figure 3.38 - Variation de τ_{LT} , F_V et V_V en fonction des numéros de panneaux pour le cisaillement plan du stratifié U conditionné à CTD

Le tableau récapitulatif 3.7 montre la répartition des propriétés mécaniques (la résistance à la rupture et le module d'Young) suivant les panneaux, les lots et la direction de sollicitation pour les stratifiés B et U testés en traction, compression et cisaillement plan dans la condition ETW. Globalement, on remarque que le lot qui donne le plus souvent des propriétés élevées est le lot 5. Le lot 3 est celui qui donne le plus souvent des propriétés faibles.

**Tableau 3.7 - Distribution de la résistance et du module max. et min.
selon les panneaux, les lots et la direction de sollicitation
pour les stratifiés B et U testés dans la condition ETW**

Propriétés mécaniques			Matériau/direction de chargement							
			BL		BT		UL		UT	
			N° de panneau	N° de lot	N° de panneau	N° de lot	N° de panneau	N° de lot	N° de panneau	N° de lot
Traction	Résistance	Min.	9	4	4	2	6	3	7	3
		Max.	10	4	10	4	5	2	9	4
	Module	Min.	8	3	13	5	10	4	1	6
		Max.	12	5	11	4	12	5	5	2
			Compression	Résistance	Min.	4	2	1	1	12
Max.	6	3			6	3	4	2	12	5
Module	Min.	5		2	5	2	7	3	10	4
	Max.	1		1	1	1	12	5	12	5
				N° de panneau		N° de lot		N° de panneau		N° de lot
Cisaillement	Résistance	Min.	8		3		6		3	
		Max.	14		5		2		6	
	Module	Min.	7		3		9		4	
		Max.	14		5		3		2	

Les tableaux 3.8 et 3.9 présentent respectivement l'effet de la température en présence de l'humidité (ETW) et la basse température à sec (CTD) sur les propriétés mécaniques des stratifiés B et U, et ce par rapport à l'état sain du matériau (RTD).

Il faut noter également que les valeurs entre parenthèses (voir tableaux 3.8 et 3.9) montrent le pourcentage d'influence des conditions ETW et CTD sur les modules et les résistances en traction, compression et cisaillement dans le plan. Ce pourcentage est calculé, en considérant la condition RTD comme base de comparaison. Les conditions utilisées dans notre étude ont deux effets totalement contradictoires sur les propriétés mécaniques des stratifiés B et U. CTD a un effet bénéfique, alors que ETW a un effet dégradant.

Tableau 3.8 - Effet de la température en présence de l'humidité (ETW) sur les propriétés mécaniques des stratifiés B et U

Propriétés mécaniques		ETW			
		Matériau/direction de chargement		Matériau/direction de chargement	
		BL	BT	UL	UT
Traction	Résistance moyenne [MPa]	350,64 (29,14 %)	315,70 (29,75 %)	606,47 (23,43 %)	77,29 (20,75 %)
	Module moyen [GPa]	26,70 (2,16 %)	25,22 (2,06 %)	43,88 (13,41 %)	9,68 (31,97 %)
Compression	Résistance moyenne [MPa]	330 (39,02 %)	275,50 (39,47 %)	460 (42,50 %)	114,55 (44,23 %)
	Module moyen [GPa]	27,27 (1,84 %)	26 (1,07 %)	41,56 (+5,56 %)	13,40 (16,72 %)
Cisaillement	Résistance moyenne [MPa]	31,75 (44,07 %)		34 (43,99 %)	
	Module moyen [GPa]	2,28 (41,69 %)		2,27 (41,04 %)	

N.B : les valeurs entre parenthèses présentent le pourcentage de perte de propriétés mécaniques par rapport à l'état sain du matériau (RTD).

Tableau 3.9 - Effet de la basse température (CTD) sur les propriétés mécaniques des stratifiés B et U

Propriétés mécaniques		CTD			
		Matériau/direction de chargement		Matériau/direction de chargement	
		BL	BT	UL	UT
Traction	Résistance moyenne [MPa]	571,27 (15,45 %)	502,63 (11,84 %)	1015,94 (28,27 %)	105,50 (8,17 %)
	Module Moyen [GPa]	29,32 (7,44 %)	28,78 (11,77 %)	39,38 (1,78 %)	17,42 (22,42 %)
Compression	Résistance moyenne [MPa]	756,02 (39,69 %)	582,41 (27,96 %)	949,14 (18,65 %)	269,13 (31,03 %)
	Module Moyen [GPa]	29,63 (6,66 %)	27,62 (5,10 %)	39,81 (1,12 %)	17,45 (8,45 %)
Cisaillement	Résistance moyenne [MPa]	84,74 (49,27 %)		87,90 (44,81 %)	
	Module Moyen [GPa]	5,06 (29,41 %)		4,76 (23,64 %)	

N.B : les valeurs entre parenthèses présentent le pourcentage de gain de propriétés mécaniques par rapport à l'état sain du matériau (RTD).

3.3 Effet de la direction de la sollicitation sur les propriétés mécaniques

Les tableaux 3.10 et 3.11 montrent l'effet de la direction de la sollicitation sur les propriétés mécaniques des stratifiés B et U, relativement à leurs rapports de fibres respectifs (satin de verre type BGF7781 et BGF1543).

Dans le tableau 3.10, et comparativement avec la fiche technique (voir tableau 2.5), on constate que le rapport des fibres dans les deux directions longitudinale et transversale estimé à 57/54 pour le stratifié B se traduit parfaitement par leur rapport de module de Young et la résistance. Cette constatation est vérifiée dans le cas de la traction aussi bien que dans la compression et indépendamment des conditions environnementales. Cependant, dans le tableau 3.11, comme le satin du matériau U (type BGF 1543) ne possède pas de fibres de même diamètre dans les deux sens de sollicitation, la constatation précédente n'a pas été dévoilée. C'est la raison pour laquelle on trouve des rapports du module et de résistance qui ne correspondent pas aux rapports des fibres du matériau 10/1.

Tableau 3.10 - Effet de la direction de sollicitation sur les propriétés mécaniques du stratifié renforcé du tissu de verre B (type BGF 7781)

Conditions Environnementales	Traction		Compression	
	$\sigma_{Lt} / \sigma_{Tt}$	E_{Lt} / E_{Tt}	$\sigma_{Lc} / \sigma_{Tc}$	E_{Lc} / E_{Tc}
CTD	1.14	1.02	1.30	1.07
ETW	1.11	1.06	1.20	1.05

Tableau 3.11 - Effet de la direction de la sollicitation sur les propriétés mécaniques du stratifié renforcé du tissu de verre U (type BGF 1543)

Conditions Environnementales	Traction		Compression	
	σ_{Lt}/σ_{Tt}	E_{Lt}/E_{Tt}	σ_{Lc}/σ_{Tc}	E_{Lc}/E_{Tc}
CTD	9.63	2.26	5.53	2.28
ETW	7.85	4.53	4.02	3.10

La figure 3.39 montre l'effet des conditions environnementales CTD, RTD, ETD et ETW sur les propriétés mécaniques (modules et résistances) en traction longitudinale du stratifié B.

En classant les quatre conditions, nous pouvons conclure qu'en terme d'ordre de grandeur, les conditions CTD, RTD, ETD et ETW ont une influence qui part du bénéfique et se termine par l'ultra dégradante selon un ordre décroissant comme montre la figure 3.39. Cependant, dans les cas non concluants on trouve parfois des contradictions difficiles à expliquer (voir tableaux C1 –C9).

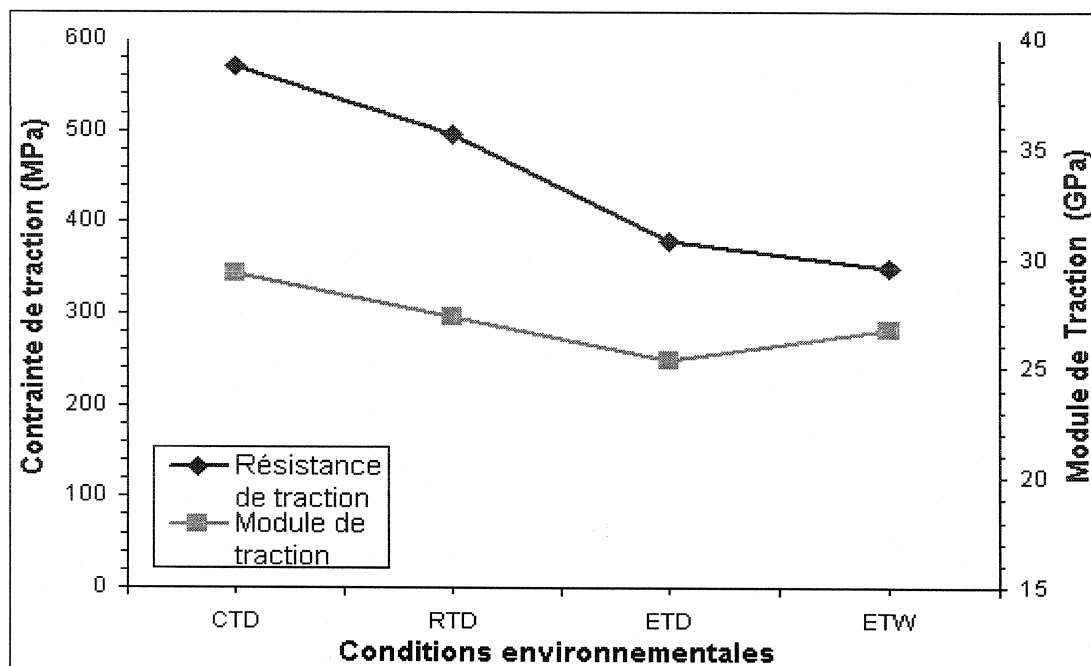


Figure 3.39 - Effet du conditionnement environnemental sur σ_{Lt} et E_{Lt} du stratifié B

3.4 Mécanismes d'endommagement

Cette section est réservée aux mécanismes et aux modes de ruptures rencontrés à l'issue de l'exécution des différents tests destinés à mesurer les propriétés mécaniques : traction, compression et cisaillement plan. Dans notre étude nous n'avons considéré que les résultats dont les modes de ruptures sont acceptables, selon les normes utilisées.

3.4.1 Traction

En examinant les échantillons de traction B (figure 3.40) sollicités dans la direction L et T et conditionnés à ETW, nous avons constaté que ces échantillons possèdent des modes de ruptures identiques indépendamment de la direction de chargement. Ce comportement est due au quasi-équilibre du tissu de renfort 0/90° lorsque la condition CTD intervient. L'affirmation précédente reste toujours valable en ce qui concerne la

dépendance du mode de rupture en fonction de la direction de chargement. Cependant, on trouve une différence notable lorsqu'on étudie la dépendance du mode de la rupture avec les deux conditions ETW et CTD.

La rupture fragile avec déchaussement des fibres [15,19] observée sur l'échantillon présenté à la figure 3.40 montre que l'échantillon B a un comportement fragile. Par ailleurs, ce mode d'endommagement est souvent rencontré pour ce type de stratifié.

La figure 3.41 présente deux échantillons B testés en traction longitudinale à CTD. En se rapprochant de la rupture finale de l'échantillon, certains délaminages interlaminaires ont commencé à se développer à partir des fissures initiales sur toute la longueur. Ces délaminages sont accompagnés de ruptures transversales dans les deux bouts de la partie utile (gage length) des échantillons.

Pendant l'essai, les premières fissures se font entendre par des craquements. Ces derniers et l'endommagement se poursuivent ensuite avec une intensité croissante jusqu'à ce que l'échantillon cède complètement. La rupture survient d'une manière brutale.

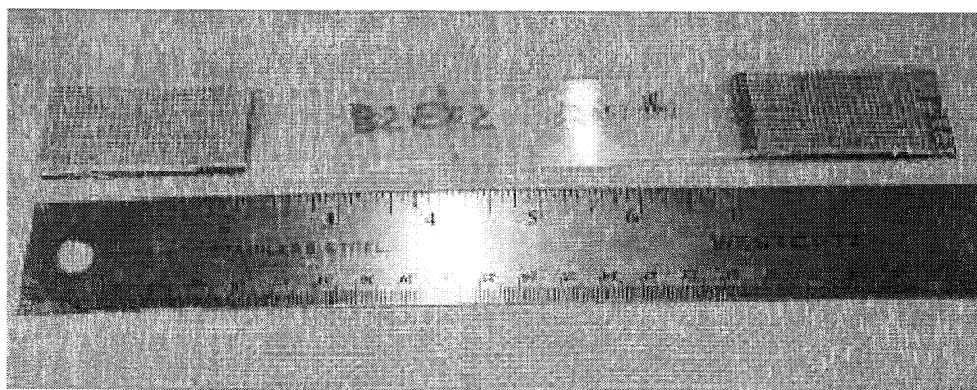


Figure 3.40 - Rupture finale d'un échantillon à renfort (B) testé en traction (L) à ETW

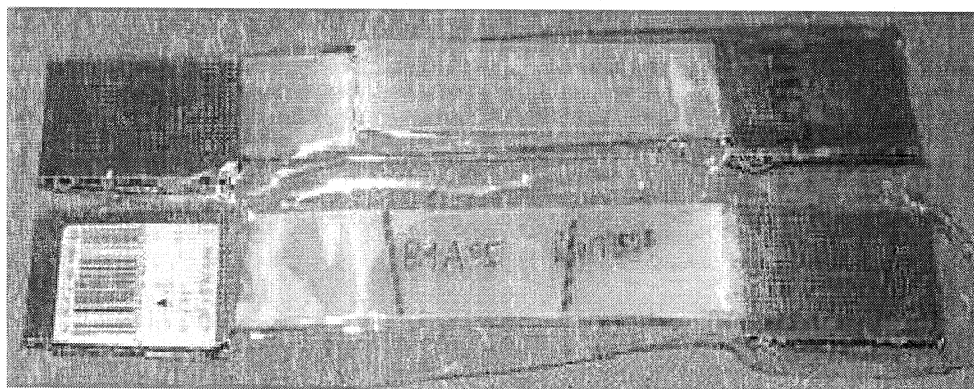


Figure 3.41 - Rupture finale d'un échantillon à renfort (B)
testé en traction (L) à CTD

En observant l'échantillon unidirectionnel rompu présenté à la figure 3.42, on peut constater que la rupture est initiée à différents endroits de l'échantillon, ensuite elle se propage le long des fibres. Il faut noter qu'il est difficile dans ce mode de rupture de déterminer dans quelle direction la fissure va se propager.

Cependant, ce problème peut être résolu avec la microscopie électronique qui nous permet d'évaluer comment la fissure se propage dans l'échantillon. Cela se fait par l'observation des lignes de rivières formées sur les extrémités des fibres qui ont été rompues [15].

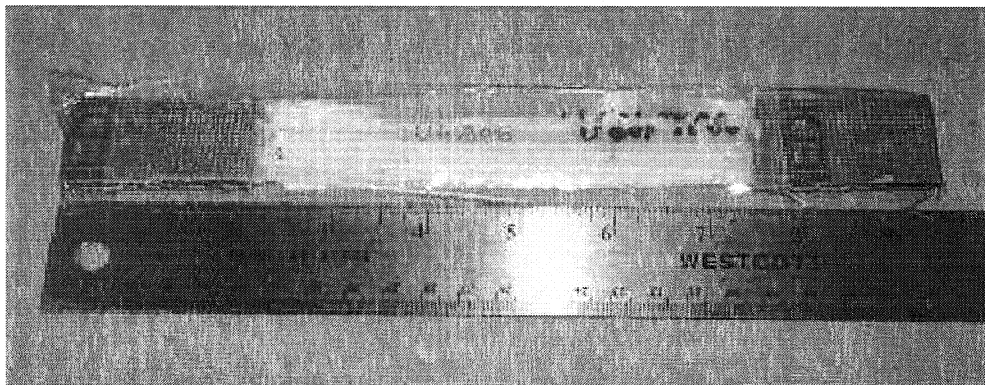


Figure 3.42 - Rupture finale d'un échantillon à renfort (U)
testé en traction (L) à ETW

Dans le stratifié U, la sollicitation transversale d'un échantillon de traction entraîne l'amorce d'endommagement qui se produit dans les couches orientées à 90° . Dans ce cas, si l'on considère que la déformation macroscopique est constante dans la section de l'échantillon, les plis (90°) dont les fibres sont perpendiculaires à la contrainte ne peuvent se déformer jusqu'aux limites constatées pour le cas unidirectionnel longitudinal.

En effet, à cause de la présence des fibres, la matrice est localement déformée à un taux beaucoup plus important. Ainsi, aux environs d'une déformation de 0.5 % selon la courbe contrainte-déplacement (figure 3.43), les plis orientés à 90° subissent des ruptures localisées sous forme de microfissures parallèles aux fibres situées soit dans la matrice, soit aux interfaces. Ce phénomène, appelé première rupture de pli "first ply failure", est donc le point d'amorçage des endommagements qui vont ensuite se développer dans le stratifié. Il est important de noter que la déformation à la rupture de la fibre est élevée plus la phase d'endommagement est importante. La figure 3.44 montre le mode de rupture le plus courant observé pour ce type de matériau.

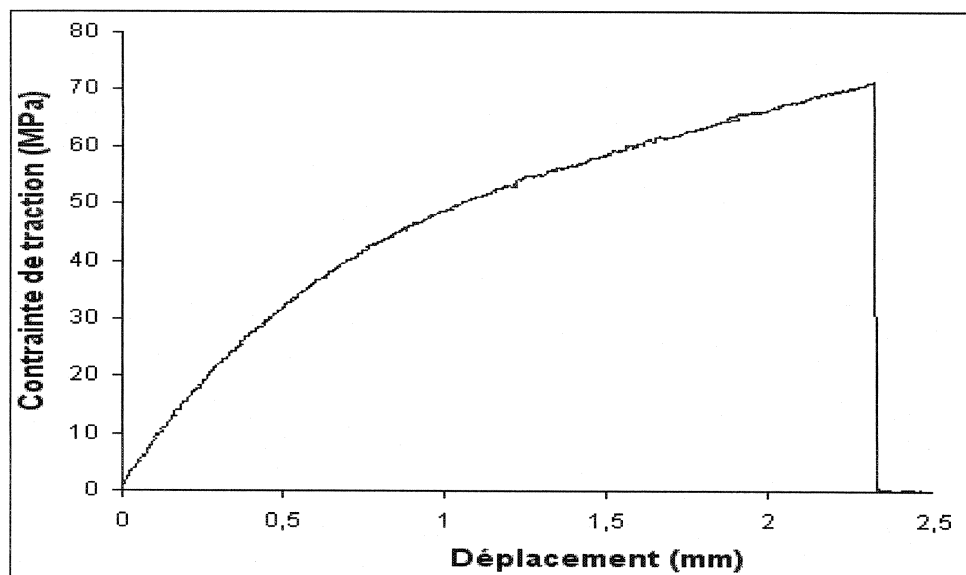


Figure 3.43 - Courbe contrainte-déplacement en traction (T) d'un composite (B) conditionné à ETW

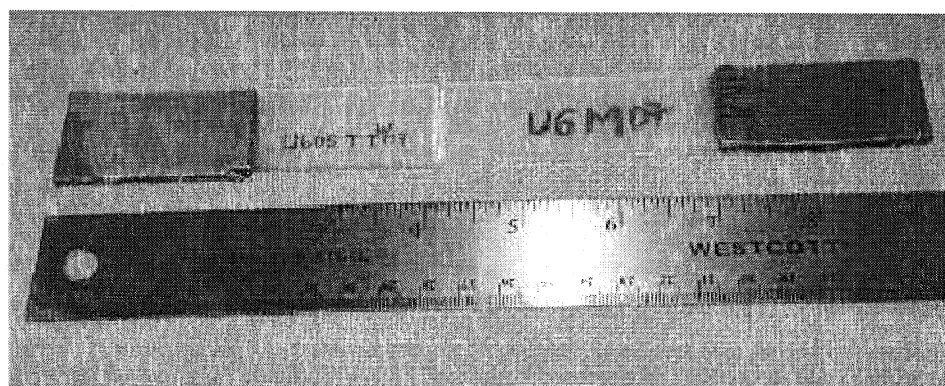


Figure 3.44 - Rupture finale d'un échantillon à renfort (U) testé en traction (T) à ETW

3.4.2 Compression

La courbe contrainte-déplacement typique ainsi que les échantillons rompus en compression U testés dans la direction T montrés respectivement dans les figures 3.45 et 3.46 permettent de tirer certaines conclusions sur la façon dont ils se sont endommagés.

En examinant les échantillons endommagés (fig. 3.46), on remarque que le faciès de la rupture est orienté, en formant un angle de 45° , avec la direction de chargement. Ce mode de rupture courant est appelé cisaillement ou compression pure des fibres. Il faut souligner que ce dernier est souvent rencontré lors des tests effectués sur des échantillons BL et BT ainsi que UT. Cependant, les échantillons de compression à fibres unidirectionnelles UL testés dans la direction L ont démontré un comportement linéaire jusqu'à la rupture (fig. 3.45). Lors d'une rupture catastrophique de l'échantillon UL, il est très difficile de distinguer si le composite est brisé par compression pure ou par flambement des fibres. Alors, les déplacements aléatoires des zones de flambement sont mis en cause [28].

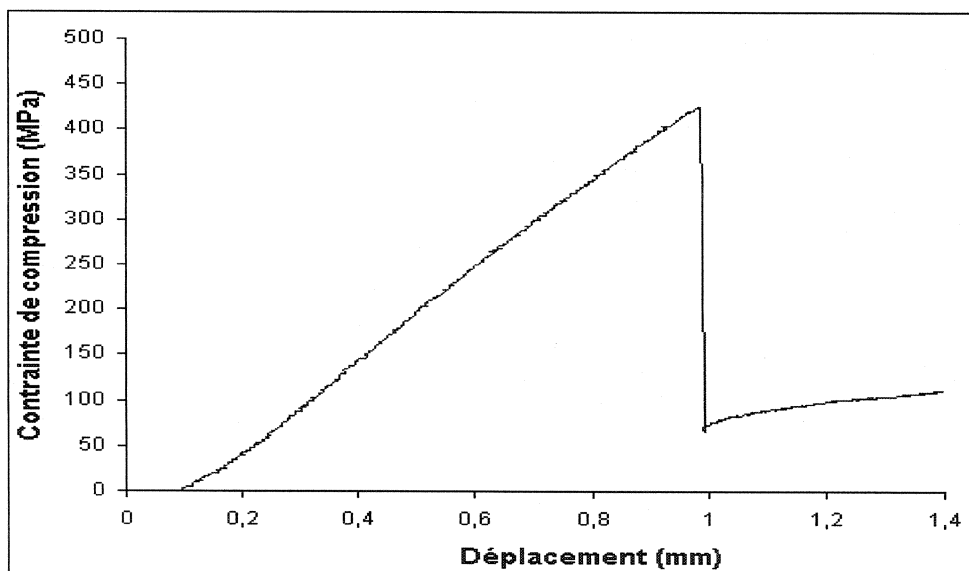


Figure 3.45 - Courbe contrainte-déplacement en compression (L) d'un composite (U) conditionné à ETW

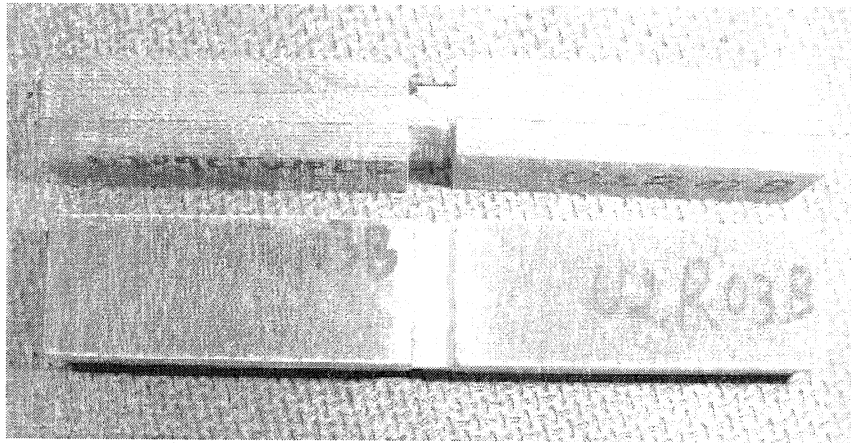


Figure 3.46 - Rupture finale d'un échantillon à renfort (U)
testé en compression (T)

3.4.3 Cisaillement plan

Les courbes contrainte-déformation ne servent pas juste à montrer les propriétés mécaniques, mais elles sont indispensables pour analyser le mode de rupture des composites à côté d'autres moyens d'observation et d'analyse comme par exemple la microscopie électronique, l'émission acoustique, etc.

En observant les courbes contrainte-déformation en cisaillement plan (fig. 3.49 et 3.50), on constate que la présence d'un point de changement de pente dans ces courbes expérimentales coïncide avec l'apparition de fissures interlaminaires orientées à $\pm 45^\circ$ accompagnées d'un changement de la couleur de la matrice (figures 3.47 et 3.48). Ce changement apparaît dans la section centrale des échantillons séparant les deux entailles. Alors, en ce point, le composite est considéré rompu. Dans le deuxième tronçon des courbes contrainte-déformation et malgré que le module baisse, la résistance continue d'augmenter, cela est dû au fait que le niveau de cisaillement atteint au coude à entraîner une réorientation des fibres. Ces dernières continuent supporter la majeure partie de la charge jusqu'à la rupture finale du stratifié.

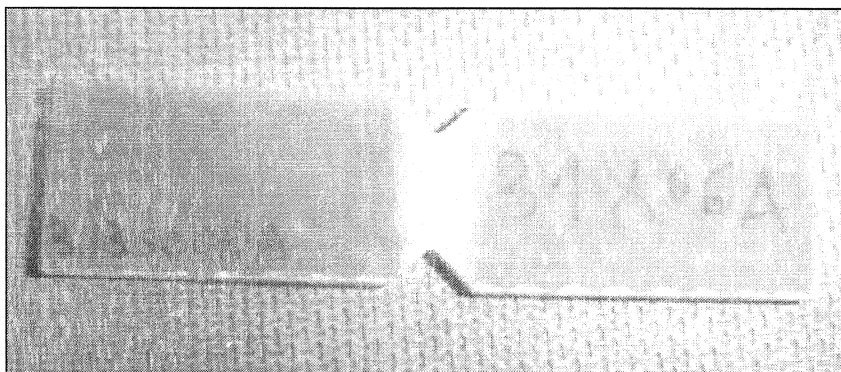


Figure 3.47 - Rupture finale d'un échantillon à renfort (B)
testé en cisaillement plan

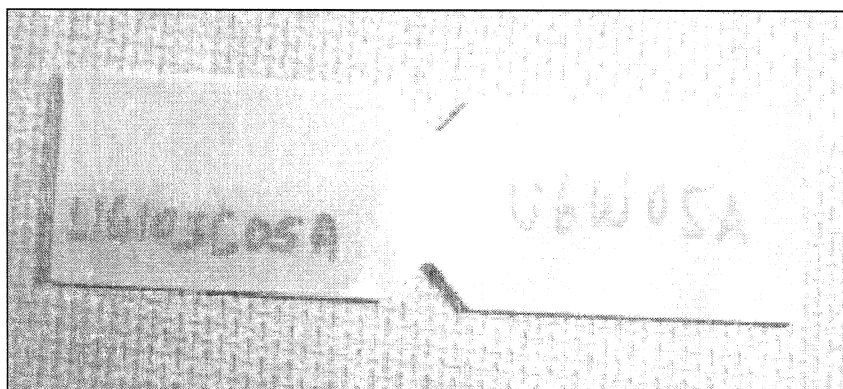


Figure 3.48 - Rupture finale d'un échantillon à renfort (U)
testé en cisaillement plan

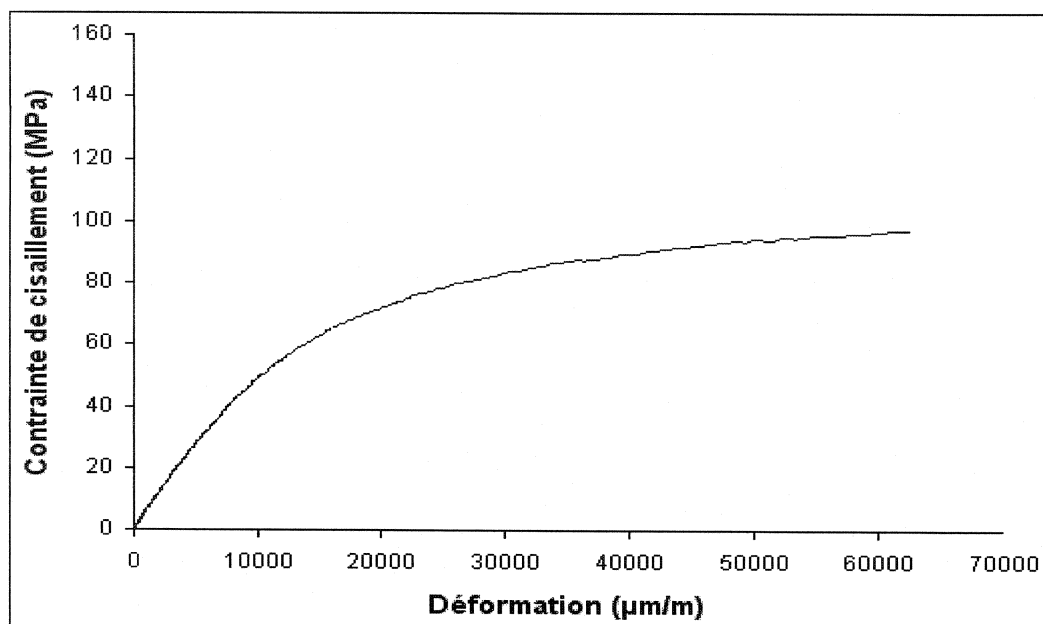


Figure 3.49 - Courbe contrainte-déformation en cisaillement plan d'un composite (B) conditionné à ETW

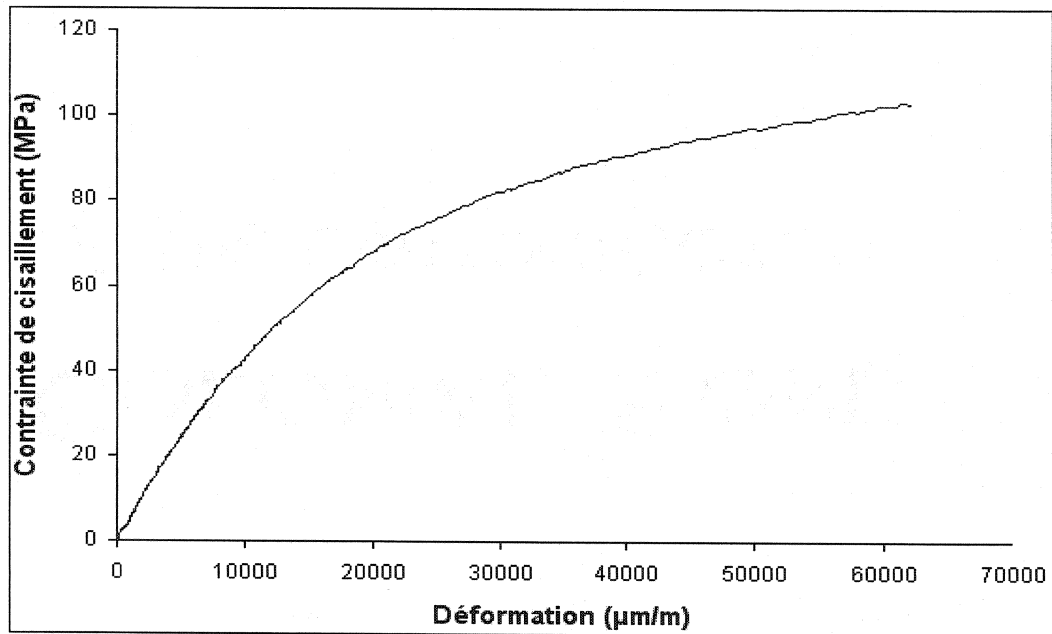


Figure 3.50 - Courbe contrainte-déformation en cisaillement plan d'un composite (U) conditionné à ETW

CONCLUSION

Cette étude consistait à caractériser expérimentalement un matériau composite à matrice vinylester renforcé de deux types de tissu bidirectionnel type BGF7781 et unidirectionnel type BGF1543 et fabriqué par le procédé d'infusion de résine à basse pression (LPRI). L'objectif général de ce travail était de déterminer via des tests mécaniques et physiques la capacité d'un matériau composite bon marché à être utilisé dans des structures de base d'un avion amphibien seawind 300C, et ce conformément aux exigences aéronautiques.

Dans une première étape, la répartition des échantillons de tests sur cinq lots différents, en ce qui concerne la variabilité et reproductibilité des résultats obtenus à l'issu des tests mécaniques, a été réalisée. L'analyse statistique effectuée au niveau du regroupement pyramidal (lot, panneau et sous-panneau) d'où proviennent les échantillons, à l'aide du logiciel ASAP (recommandé par les autorités de la certification aéronautique), a permis de confirmer la validité des résultats obtenus. Cette mesure rigoureuse et élargie a été soldée par un coefficient de variation statistiquement valide pour l'ensemble des groupes d'échantillonnage. Il s'agit des propriétés élastiques : les modules d'Young longitudinaux et transversaux, les modules de cisaillement et les coefficients de Poisson (E_L , E_T , G_{LT} , ν_{LT}), ainsi que les propriétés à la rupture représentées par les résistances en traction et en compression dans les deux directions; longitudinales et transversales et la résistance au cisaillement dans le plan (σ_{Lt} , σ_{Lc} , σ_{Tt} , σ_{Tc} , τ_{LT}).

Dans une seconde étape, en examinant l'effet des fractions volumiques des fibres (F_V), le taux de vide (V_V) et le pourcentage de la masse d'humidité absorbée (M) sur les propriétés de base du matériau, on peut conclure qu'aucune tendance remarquable ne se dégage. Cependant, il a été constaté que l'allure des courbes contraintes vs numéros de panneaux varient dans le même sens pour un panneau donné. Cette constatation est due

au fait que les panneaux proviennent des mêmes moulages. Cela explique la rigueur de notre analyse statistique et confirme entre autre la fiabilité du procédé d'infusion (LPRI) utilisé lors de la fabrication des panneaux.

Par ailleurs, l'étude du comportement des composites B et U face aux sollicitations mécaniques et environnementales extrêmes a révélé que lorsque la température diminue (CTD), les propriétés de base (module et résistance) du matériau augmentent et le contraire qui se produit lorsque ce matériau est exposé à une température élevée (ETD). Une dégradation plus accentuée des propriétés est finalement observée lors d'une température d'exposition élevée accompagnée d'humidité (ETW). C'est la raison pour laquelle, lors des phases ultérieures de certification, les designers de structures prendront en considération cette dernière situation.

La comparaison des conditions environnementales RTD et ETD nous permettent de conclure qu'en terme d'ordre de grandeur, la résistance en traction des matériaux B et U se dégrade à un pourcentage plus important dans la condition ETW par rapport à ETD indépendamment de la direction de la sollicitation et le contraire s'est produit pour la résistance en compression.

Finalement, on peut classer les conditions environnementales selon leurs effets sur les propriétés mécaniques des matériaux en ordre décroissant suivant : CTD, RTD, ETD et ETW. Il faut noter également, qu'en réunissant les valeurs des quatre conditions, on pourra générer à l'aide du logiciel ASAP les éléments de design A-Basis et B-Basis.

RÉFÉRENCES

- [1] JOHN S. TOMBLIN, YEOW C. NG, and K. SURESH RAJU. April 2001.
« Material Qualification and Equivalency for Polymer Matrix Composite Material Systems ». DOT/FAA/AR-00/47. U.S. Department of Transportation, Federal Aviation Administration, April 2001, Final Report, Office of Aviation Research, Washington, D.C. 20591

- [2] Military Hand Book-MIL-HDBK-17-1F. (2002). « Polymer Matrix Composite Materials Guidelines for Characterization of Structural Materials ». Composites Materials Hand Book Volume #1 – Department of Defense U. S, Washington. Décembre 2002.

- [3] VAUTRIN, A. (1989). «Caractérisation mécanique de composites : extensométrie appliquée aux composites ». Édition PLURALIS. Paris 1989.

- [4] Les quatre glossaires réunis (Encyclopédie des composites)
http://www.cybel.fr/html/Communaute/materiaux/Glossaire/def_tous_glos.htm
Site web consulté le : 19 octobre 2003.

- [5] SP SYSTEMS COMPOSITES ENGINEERING MATERIALS. (2003). Guide to composite. Site web: <http://www.spsystems.com/> .
Site web consulté le : 11 novembre 2003.

- [6] BOUKHILI. Rachid. (2001). « Design, production et application des matériaux composites ». Notes de Cours MEC6306. Département de génie mécanique, École Polytechnique de Montréal. Automne 2001.
- [7] P. K. MALLICK. (1993). « Fiber-Reinforced Composite: Materials, Manufacturing and Design ». Edited by, MARCEL DEKKER, Inc. New York 1993.
- [8] MAURICE, REYNE. (1995). « Technologies des Composites ». 2^{ème} Édition, HERMES. Paris 1995.
- [9] PIERRE, LARIVIÈRE, « Le plastique renforcé : matériau, moulage et application ».
- [10] MALLICK, P.K., (1997). « Composites Engineering Handbook », Marcel Dekker.
- [11] JEAN-PAUL, BAILON & JEAN-MARIE, DORLOT. (2000). « Des Matériaux ». Presses Internationales Polytechniques. École Polytechnique de Montréal, 2000.
- [12] BUNSELL, A.R. (1996). « L’Absorption d’Eau par les Matériaux Composites ». Comptes rendus de deuxièmes journées nationales sur les composites, Vol. 1, p.375-390. Paris 1996.

- [13] RITA ROY, B. K. SARKAR, N. R. BOSE, J. (2001). « Effects of moisture on the mechanical properties of glass fibre reinforced vinylester resin composites ». Bull. Mater. Sci., Vol. 24 , No. 1, February 2001. pp. 87-94.

- [14] CAMINO, G., LUDA, M.P., POLISHCHUK, A.Ya. & al. (1996). « Aspects Cinétiques de l’Absorption d’eau dans les Composites Résine Polyester-Fibres de Verre ». Comptes rendus de deuxièmes journées nationales sur les composites, Vol. 1, p.271-284. Paris 1996.

- [15] PHILIPPE COGNARD, (1989). «Les manuels professionnels : les applications industrielles des matériaux composites». Collection de l’usine nouvelle (Tome-I). Édition du Moniteur. Paris, (1989).

- [16] Seawind 300C, Performance & Aircraft Specifications
Site web: <http://www.seawind.biz/spec.html>
Site web consulté le : 18 août 2003

- [17] JOUBAUD, L. (2003). « Simulation numérique de l’infusion et de l’injection de résine sous paroi flexible ». Mémoire de maîtrise, École Polytechnique de Montréal, Juillet 2003.

- [18] OUELLET, L. (1993). « Études des mécanismes de rupture et de fatigue de matériaux composites à fibres unidirectionnelles ». Rapport de stage, École Polytechnique de Montréal. 1993.

- [19] CHAMPOUX, L. (1995). « Effet de l'humidité sur le comportement sous choc répétés des composites stratifiés ». Mémoire de maîtrise, École Polytechnique de Montréal, Novembre 1995.

- [20] MARTIN, S.(1994).« Mécanismes d'endommagement des matériaux composites soumis à un choc répété et influence de l'humidité ». Mémoire de maîtrise, École Polytechnique de Montréal, Juin 1994.

- [21] SPRINGER, G.S., (1988). « Environmentals effects on composites materials». Vol. 3, Edited by George S. Springer. 1988.

- [22] MONIER, C. (2000). « Modélisation de la cinétique de diffusion de l'eau dans les polymères ».Rapport final de studienarbeit. ENSAM (Paris 200).

- [23] HUGUET, S. (2002). «Application de classificateurs aux données d'émission acoustique: identification de la signature acoustique des mécanismes d'endommagement dans les composites à matrice polymère». Thèse de doctorat, Institut national des sciences appliquées (INSA) de Lyon, Décembre 2002.

- [24] Composite Materials (cours : sys857).
 Siteweb:<http://www.mec.etsmtl.ca/cours/sys857/documents/chapitre4-5revise.pdf> . Site web consulté le : 20 décembre 2003.

- [25] GEORGE, S. SPRINGER. (1981). « Envirnmental effects on composite materials ». Department of mechanical engineering and applied mechanics, University of Michigan. TECHNOMIC Publishing Co., Inc. 1981.

- [26] LIÉTARD, V., KRAWEZAK, P. et PABIOT, J. J.(2000). « Influence de la post-cuisson sur le comportement à long terme en fissuration sous tension dans l'eau de composites verre/vinylester ». European Polymer Journal. 36(2000). 555-570.

- [27] ENGEL, L. et al., (1981). « An atlas of Polymer Damage ». Prentice-Hall Inc., New York. 1981.

- [28] HENDERSON, J. B., WEIBELT, J.A. and M.R. TANT. (1988). « A Model for thermal response of Polymer Composite Materials- With experimental verification- ». Edited by George S. Springer. 1988

- [29] SINHA, A. K. and K. KOKINI. J. (1991). « Fiber-Matrix Interface fracture in fiber Composite under transient Thermal Load ». Journal of Thermal stress, Vol. 14, p.1-8. 1991.

- [30] P. K. DUTTA. J. (1994). « LOW-Temperature compressive strength of glass-fiber-reinforced polymer composite». Journal of Offshore Mechanics and Arctic Engineering. August 1994, Vol. 116 . pp. 167-127

- [31] BOUKEHILI, H. (2002). « Effet des charges et des additifs sur les propriétés Physiques et Mécaniques des composites Pultrudés ». Mémoire de maîtrise, École Polytechnique de Montréal, Mai 2002.

- [32] CHARLEBOIS, K. M. (2003). «Évaluation des propriétés physiques et mécaniques des renforts tressés et leurs composites ». Mémoire de maîtrise, École Polytechnique de Montréal, Juin 2003.
- [32]_{bis} CHATIN, M. (1996). «Traité plastiques et composites». Techniques de l'ingénieur AM6-1996.
- [33] MANERA, M., MASSOT, J.J., MOREL, G. & VERCHERY, G. (1988). «Manuel de Calcul des Composites Verre-Résine ». Édition PLURALIS. Paris 1988.
- [33]_{bis} K.S. RAJU & J.S. TOMBLIN, (2001). «AGATE Statistical Analysis Program». National Institute for Aviation Research, Wichita State University, U.S.A.
- [34] AMROUNI, M. T. (2003).«Caractérisation mécanique des composites verre/vinylester fabriqués par infusion ». Mémoire de maîtrise, École Polytechnique de Montréal, Mai 2003.
- [34]_{bis} (BGF Industries, Inc).
 Site web: <http://www.bgf.com/comp.html>
 Site web consulté le : 15 novembre 2003.
- [35] STEVEN A. SMITH, (2001). «Vacuum Assisted ResinTransfer Molding of Sandwich Structures: Material Processing, Evaluation, Fracture Testing and Analysis». Thèse de doctorat, Greensboro, North Carolina, 2001
 Site web: <http://www.ncat.edu/~sasmith/Dissertation.html> ,
 Site web consulté le : 18 août 2003

- [36] The Dow Chemical Company
Site web: http://www.dow.com/derakane/prod/bisph_2.htm
Site web consulté le : 30 octobre 2003.
- [37] BOUKHILI, R. (2002). «Material Qualification Testing Program for Vinylester Resin Composite Material System Test Matrix ». First Report, prepared for Flight Dynamics Corporation, CDT project P2731. École Polytechnique de Montréal (QC) Canada, April 2002.
- [38] A S T M D5229 - 98 – «Standard Test Method for Moisture Absorption Properties and Equilibrium Conditioning of Polymer Matrix Composite Materials». Annual Book of Standards, vol. 15.03, (2001).
- [39] ASTM D 792-00 – « Standard Test Methods for Density and Specific Gravity (Relative Density) of Plastics by Displacement ». Annual Book of Standards, vol. 08.01, (2002).
- [40] ASTM D 2584-02 – « Standard Test Method for Ignition Loss ». Annual Book of ASTM Standards, vol. 08.02, (2002).
- [41] ASTM D 2734-94 – « Standard Test Methods for Void Content of Reinforced Plastics». Annual Book of ASTM Standards, vol. 08.01, (2002).
- [42] ASTM D 3039/D 3039M-00 – « Standard Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials ». Annual Book of Standards, vol. 15.03, (2002).

- [43] MTS Systems Corporation compagnie (Products, Technologies and Services for Mechanical Testing, Simulation, Analysis, and Factory Automation)
Site web: <http://www.mts.com/menusystem.asp?DataSource=0&NodeID=2149>
Site web consulté le : 18 août 2003
- [44] SACMA SRM 1-94 – « Test Method for Compressive Properties of Oriented Fiber-Resin Composites ».
- [45] ASTM D 3410– « Standard Test Method for Compressive Properties of Matrix Composite Materials with Unsupported Gage Section by shear loading . Annual Book of Standards », vol. 15.03, (2002).
- [46] (WYOMING TEST FIXTURES, INC).
Site web: <http://www.wyomingtestfixtures.com/Products/page2-3.htm>
Site web consulté le : 18 août 2003
- [47] ASTM D 5379/D 5379M-98 –« Standard Test Method for Shear Properties of Composite Materials by the V-Notched Beam Method ». Annual Book of Standards, vol. 15.03, (2002).
- [48] BOUKHILI, R. and SAYAH, A. (2003). « Mechanical Properties for Low Pressure Resin Infusion Processed Vinylester/Glass Composites: Variability Analysis for Cold and Elevated temperature Wet testing ». FDC-PROJECT-2731. École Polytechnique de Montréal (QC) Canada, August 2003.

- [49] TUCKER, R., COMPOSTON, P. and P.-Y.B. JAR, J. (2001). « The effect of post-cure duration on the mode I interlaminaire fracture Toughness of glass-fibre reinforced vinylester ». Composite Part A: Applied science and manufacturing. 32(2001) 129-134.

- [50] KARBHARI, V. M., RIVERA, J. and ZHANG, J. (2002). « LOW-Temperature hygrothermal degradation of ambient cured E-Glass/Vinylester Composites ». Journal of applied Polymer Science, Vol. 86, 2255-2260(2000).

- [51] NORME INTERNATIONALE (ISO) - 3129. (1975). « Méthodes d'échantillonnage et conditions générales pour les essais physiques et mécaniques ». Première édition-1975-11-01

- [52] DUEDAL, D. (1985). « Guide Pratique des Matériaux Composites ». Technique et Documentation (Lavoisier), 1985.

- [53] DRAPIER, S., RAHIER, O. & al. « Compressive strength of laminates, a comparison between theory and experiments ». Department of aerospace engineering, Queen's Building, University of Bristol.

- [54] BROUTMAN, L.J. and KROCK, R.H. (1974). « Interfaces in Polymer Matrix Composites ». Vol. 6, Composite Materials, Edited by Edwin P. Plueddemann, Academic Press Inc., 1974.

- [55] HUANG, Z.M. J. (2000). « The Mechanical Properties of Composites Reinforced with Woven and Braided Fabrics », Composites Science and Technology, vol. 60, no 4, 479-498.

- [56] NAIK, R.A. J.(1995).«Failure Analysis of Woven and Braided Fabric Reinforced Composites », Journal of Composite Materials, vol. 29, no 17, 2334-2363.
- [57] FENG, Z., ALLEN, H.G. & al. (1999). « Study of Stress Concentrations in Woven Composites », Journal of Reinforced Plastics and Composites, vol. 18, no 3, 198-214.
- [58] CHUN, H.J., SHIN, J.Y. & al. J. (2001). « Effects of Material and Geometric Nonlinearities on the Tensile and Compressive Behavior of Composite Materials With Fiber Waviness », Composites Science and Technology, vol. 61, 125-134.
- [59] PIGOTT, M.R. J. (1995). «The Effect of Fiber Waviness on the Mechanical Properties of Unidirectional Fiber Composites ». : A Review. Composites Science and Technology, vol. 53, no 2, 201-205.
- [60] HSIAO, H.M. & DANIEL, I.M. J. (1996). « Nonlinear Elastic Behavior of Unidirectional Composites With Fiber Waviness Under Compressive Loading », Journal of Engineering Materials and Technology, vol. 118, 561-570.
- [61] ZAKO, M. & UETSUJI, Y. J. (2002). « On the Damage Behavior of Fiber Reinforced Composite Materials », International Journal of Damage Mechanics, vol. 11, 187-202.
- [62] WHITCOMB, J. & TANG, X. J. (2000). « Effective Moduli of Woven Composites », Journal of Composite Materials, vol. 35, no 23, 2127-2144.

- [63] ASTM D 2344 - 00 – « Standard Test Method for Short-Beam Strength of Polymer Composite Materials and Their Laminates ». Annual Book of Standards, vol. 15.03, (2001).
- [64] GEIER, M. (1989). « Manuel Qualité des Composites ». Technique et Documentation - Lavoisier. Paris 1989.
- [65] Military Hand Book-MIL-HDBK-17-2F. (2002). « Polymer Matrix Composite Materials Properties ». Composites Materials Hand Book Volume #2 – Department of Defense U. S, Washington. Décembre 2002.
- [66] CORVINO, A., BATHIAS, C., BUNSELL, D., MENKES, D. & VERCHERY, G. (1982). « Comptes rendus des troisièmes journées nationales sur les composites ». Édition PLURALIS. Paris 1982.
- [67] REYNE, M. (1998). « Technologie des Plastiques ». 3^e Édition, HERMES. Paris 1998.
- [68] PIPES, R.B., BLAKE, R.A., GILLESPIE, J.W. & CARLSSON, L.A. (1990). «Delaware Composite Design Encyclopedia ». Volume #6/ Tests Methods , Lancaster, 1990.
- [69] ADAMS, D.F. (1986). « Environmental effects on Composite Materials ». Seminar notes, Technomic Publishing Company Inc. 1986.

- [70] ANSART, T. and ROUCHON, J. (1996). « Évaluation à Long Terme des Matériaux Composites : Effets du Vieillissement Naturel ». Comptes rendus de deuxièmes journées nationales sur les composites, Vol. 1, p.207-247. Paris 1996.
- [71] VAUTHIER, E., ABRY, J.C. BAILLIEZ, T. & CHATEAUMINOIS, A. (1996). « Interaction Entre le Vieillissement Hygrothermique et L'Endommagement par Fatigue de Composites unidirectionnels Verre-Époxy ». Comptes rendus de deuxièmes journées nationales sur les composites, Vol. 1, p.249-260. Paris 1996.
- [72] BRIANCON, C., BARGAIN, Y. & PIRRON, F. (1996). « Méthodologie de Caractérisation en Cisaillement de Matériaux Composites Épais pour Application Navales ». Comptes rendus de deuxièmes journées nationales sur les composites, Vol. 1, p.515-524. Paris 1996.
- [73] ANTHOINE, O., GRANDIDIER, J.C. & DARIDON, L. (1996). « Pure Compression Testing of Advanced Fiber Composite ». Comptes rendus de deuxièmes journées nationales sur les composites, Vol. 1, p.191-201. Paris 1996.
- [74] OLIVIER, PH. & COTTU, J.P. (1996). « Optimisation of Autoclave Co-Curing of Two Different Composite Materials in the Aim to Minimise Residual Curing Stresses Level ». Comptes rendus de deuxièmes journées nationales sur les composites, Vol. 1, p.111-122. Paris 1996.

ANNEXE A

Définitions de A-basis & B-basis

A.1 A-basis

Pour une propriété mécanique donnée (dans notre cas : la résistance et le module de Young), la valeur de A-Basis calculée à partir d'un échantillon de valeurs aura, dans 95% des cas, au moins 99 % des valeurs de cet échantillon qui seront supérieures ou égales à la valeur A-Basis.

A.2 B-basis

Pour une propriété mécanique donnée (dans notre cas : la résistance et le module de Young), la valeur de A-Basis calculée à partir d'un échantillon de valeurs aura, dans 95% des cas, au moins 90 % des valeurs de cet échantillon qui seront supérieures ou égales à la valeur B-Basis.

ANNEXE B

Distribution et traçabilité des échantillons

B.1 Numérotation des panneaux dans tous les lots selon Seawind FDC

Le tableau 2.7 prouve la conformité à l'échantillonnage robuste qu'exige la fabrication de 114 panneaux différents des cinq lots. Ceci ne signifie pas que les 114 moulages différents sont exigés. En fait, ce nombre peut être réduit et optimisé en respectant toujours les exigences de la référence [1]. Flight Dynamics Corp a choisi de fabriquer simultanément deux panneaux à la fois, car chaque moulage donne ensuite deux panneaux qui seront consacrés à deux essais différents. Exemple : pour un test de traction, si nous avons deux panneaux qui portent le numéro 01, le premier panneau 01 sera testé pour le 0°-Traction et le deuxième panneau 01 sera testé pour le 90°-Traction. Donc, il y aura 26 panneaux (provenant de 15 moulages différents) du lot n° 1 distribué comme montré au tableau 2.8. Le tableau 2.9 lié au lot n° 2 montre le nombre minimum de panneaux en fonction de la direction de sollicitation. Puisque seulement un seul lot est exigé par les conditions environnementales de CTD et ETD, les lots n° 2, 3, 4 et 5 serviront seulement à ETW et RTD ainsi que 22 panneaux (provenant de 13 moulages différents) sont exigés seulement. On sort finalement avec 114 panneaux obtenus à partir de 67 moulages différents.

B.2 Numérotation des panneaux suivant la direction de chargement et les conditions environnementales

Dans le tableau 2.10, les panneaux sont associés dans les conditions environnementales pour répondre à l'exigence de la référence [1]. À ce stade, la numérotation est complètement remplie excepté le nombre d'échantillons dans le panneau. Il convient de noter que dans le chargement en compression et en cisaillement plan, les panneaux

devront être subdivisés en sous-panneaux (tableau 2.10). Exemple pour les échantillons qui sont testés en CTD, suivant la direction longitudinale et qui sont obtenus à partir des sous-panneaux A du panneau B109CL et le sous-panneau A du panneau B110CL. Ceci donne des échantillons dont la numérotation est la suivante : B109CLCxxA et B110CLCxxA respectivement.

B.3 Distribution et traçabilité des échantillons de traction.

On voit dans le tableau 2.7 que pour les propriétés de traction longitudinales (appelé également 0° ou chaîne) et dans le cas du lot n° 1, 8 panneaux (figure B.1) fournissent 11 échantillons \times 4 conditions (44 échantillons au total). Le tableau B.1 présente la distribution et la numérotation des échantillons requises pour cette propriété. On peut vérifier facilement que deux panneaux différents sont attribués pour chaque condition environnementale. Le même raisonnement s'applique pour les propriétés de traction transversales (appelé également 90° ou trame). Comme s'est mentionnée dans les sections précédentes que les 11 échantillons requis et qui sont coupés de chaque panneau, seulement 5 à 6 échantillons d'un seul panneau seront testés, les échantillons supplémentaires apparaissant au tableau B.1 serviront de réserve.

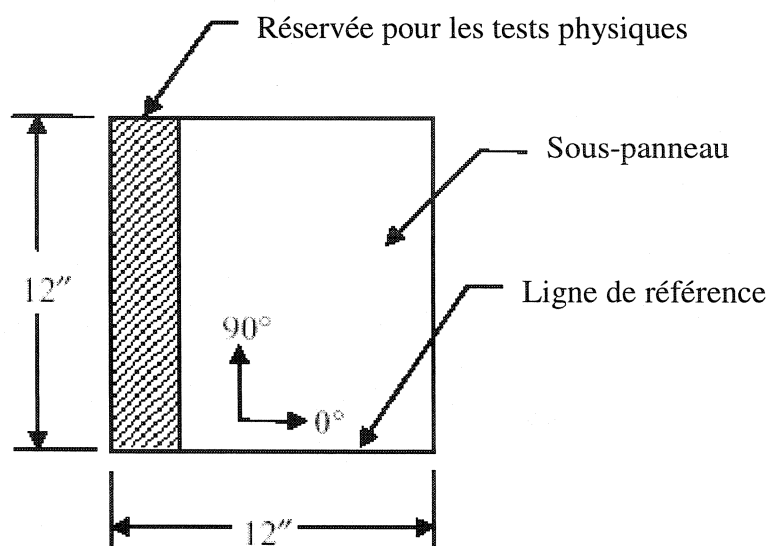


Figure B.1 - Panneau testé en traction longitudinale (réf. [1])

Tableau B.1 - Croquis de distribution et traçabilité des échantillons dans le cas de traction longitudinale pour les deux conditions CTD et ETW (réf. [36]).

CTD	<div data-bbox="399 1171 764 1392"> B101TLC00 B101TLC01 B101TLC02 B101TLC03 B101TLC04 B101TLC05 B101TLC06 B101TLC07 B101TLC08 B101TLC09 B101TLC10 B101TLC11 </div> <div data-bbox="764 1171 891 1392"> Réservée pour la résistance et le module. </div>	<div data-bbox="907 1171 1273 1392"> B102TLC00 B102TLC01 B102TLC02 B102TLC03 B102TLC04 B102TLC05 B102TLC06 B102TLC07 B102TLC08 B102TLC09 B102TLC10 B102TLC11 </div> <div data-bbox="1273 1171 1399 1392"> Réservée pour la résistance et le module. </div>
ETW	<div data-bbox="399 1476 764 1696"> B105TLW00 B105TLW01 B105TLW02 B105TLW03 B105TLW04 B105TLW05 B105TLW06 B105TLW07 B105TLW08 B105TLW09 B105TLW10 B105TLW11 </div> <div data-bbox="764 1476 891 1696"> Réservée pour la résistance et le module. </div>	<div data-bbox="907 1476 1273 1696"> B106TLW00 B106TLW01 B106TLW02 B106TLW03 B106TLW04 B106TLW05 B106TLW06 B106TLW07 B106TLW08 B106TLW09 B106TLW10 B106TLW11 </div> <div data-bbox="1273 1476 1399 1696"> Réservée pour la résistance et le module. </div>

B.4 Distribution et traçabilité des échantillons de compression

D'après le tableau 2.7, on voit que pour chaque condition environnementale donnée, les propriétés de compression exigent 15 échantillons (11 pour la résistance et 4 pour le module) provenant de deux panneaux différents. Les tableaux B.2 et B.3 présentent la distribution et la numérotation des échantillons requis pour les propriétés de compression longitudinales (résistance et module). Dans ce cas, il faut faire attention dans la distribution des panneaux et les sous-panneaux, de façon que deux panneaux différents soient employés pour chaque condition environnementale. Le tableau B.2 distribue les sous-panneaux sur les panneaux (figures B.2 et B.3) et distribue les échantillons sur les sous-panneaux. Et comme les propriétés de compression pour une condition environnementale donnée exigent 15 échantillons (11 pour la résistance et 4 pour le module) provenant de deux panneaux différents. On choisit du premier sous-panneau 8 échantillons (6 pour la résistance + 2 pour module) et 7 échantillons (5 pour la résistance + 2 pour le module) du deuxième sous-panneau, ce qui donne au total les 15 échantillons (tableau B.3). Le même raisonnement s'applique pour les propriétés de compression transversale et les échantillons en excès serviront de réserve.

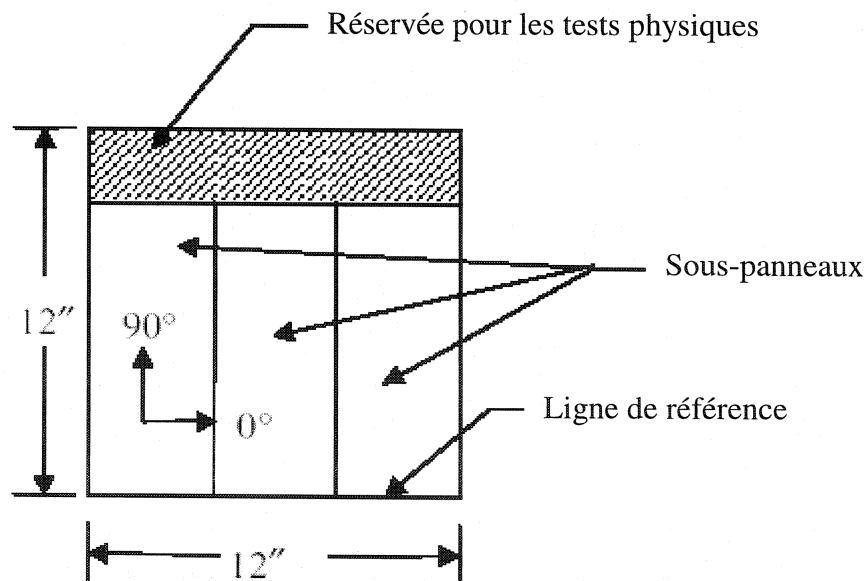


Figure B.2 - Panneau testé en compression longitudinale (réf. [1])

Tableau B.2 - Croquis de distribution et traçabilité des échantillons dans le cas de compression longitudinale pour les deux conditions CTD et ETW (réf. [36])

CTD	Panneau B109CLCxxA			Panneau B110CLCxxA		
	<div>Réservée pour les tests physiques</div> <div> <div>S.P.(A)</div> <div>S.P.(B)</div> <div>S.P.(C)</div> </div>			<div>Réservée pour les tests physiques</div> <div> <div>S.P.(A)</div> <div>S.P.(B)</div> <div>S.P.(C)</div> </div>		
ETW	Panneau B109CLWxxC			Panneau B111CLWxxA		
	<div>Réservée pour les tests physiques</div> <div> <div>S.P.(A)</div> <div>S.P.(B)</div> <div>S.P.(C)</div> </div>			<div>Réservée pour les tests physiques</div> <div> <div>S.P.(A)</div> <div>S.P.(B)</div> <div>S.P.(C)</div> </div>		
	S. P. : Sous-panneau					

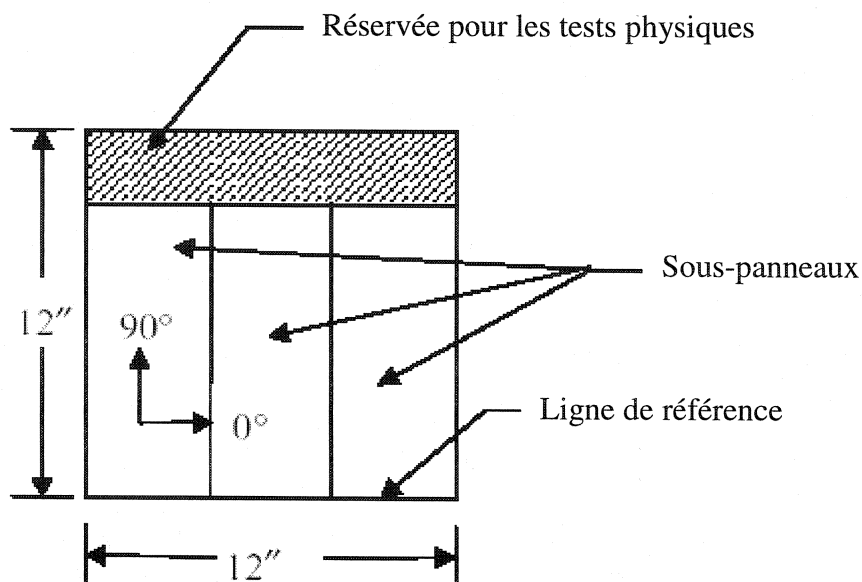


Figure B.3 - Panneau testé en cisaillement plan longitudinal (réf. [1])

Tableau B.4 - Croquis de distribution et traçabilité des échantillons dans le cas du cisaillement plan pour les deux conditions CTD et ETW (réf. [36])

CTD	Panneau B112ScxxA	Panneau B113SCxxA
	<div>Réservée pour les tests physiques</div> <div> <div>S.P.(A)</div> <div>S.P.(B)</div> <div>S.P.(C)</div> </div>	<div>Réservée pour les tests physiques</div> <div> <div>S.P.(A)</div> <div>S.P.(B)</div> <div>S.P.(C)</div> </div>
ETW	Panneau B112SWxxC	Panneau B114SWxxA
	<div>Réservée pour les tests physiques</div> <div> <div>S.P.(A)</div> <div>S.P.(B)</div> <div>S.P.(C)</div> </div>	<div>Réservée pour les tests physiques</div> <div> <div>S.P.(A)</div> <div>S.P.(B)</div> <div>S.P.(C)</div> </div>
	S. P. : Sous-panneau	

Tableau B.5 - Croquis de distribution et traçabilité des échantillons dans le cas du cisaillement plan pour les deux conditions CTD et ETW (réf. [36])

CTD	<table><tr><td>B112SC01A B112SC02A B112SC03A B112SC04A B112SC05A B112SC06A B112SC07A B112SC08A B112SC09A B112SC10A</td><td>Partie réservée pour le module</td></tr></table>	B112SC01A B112SC02A B112SC03A B112SC04A B112SC05A B112SC06A B112SC07A B112SC08A B112SC09A B112SC10A	Partie réservée pour le module	<table><tr><td>B113SC01A B113SC02A B113SC03A B113SC04A B113SC05A B113SC06A B113SC07A B113SC08A B113SC09A B113SC10A</td><td>Partie réservée pour le module</td></tr></table>	B113SC01A B113SC02A B113SC03A B113SC04A B113SC05A B113SC06A B113SC07A B113SC08A B113SC09A B113SC10A	Partie réservée pour le module
B112SC01A B112SC02A B112SC03A B112SC04A B112SC05A B112SC06A B112SC07A B112SC08A B112SC09A B112SC10A	Partie réservée pour le module					
B113SC01A B113SC02A B113SC03A B113SC04A B113SC05A B113SC06A B113SC07A B113SC08A B113SC09A B113SC10A	Partie réservée pour le module					
ETW	<table><tr><td>B112SW01C B112SW02C B112SW03C B112SW04C B112SW05C B112SW06C B112SW07C B112SW08C B112SW09C B112SW10C</td><td>Partie réservée pour le module</td></tr></table>	B112SW01C B112SW02C B112SW03C B112SW04C B112SW05C B112SW06C B112SW07C B112SW08C B112SW09C B112SW10C	Partie réservée pour le module	<table><tr><td>B114SW01A B114SW02A B114SW03A B114SW04A B114SW05A B114SW06A B114SW07A B114SW08A B114SW09A B114SW10A</td><td>Partie réservée pour le module</td></tr></table>	B114SW01A B114SW02A B114SW03A B114SW04A B114SW05A B114SW06A B114SW07A B114SW08A B114SW09A B114SW10A	Partie réservée pour le module
B112SW01C B112SW02C B112SW03C B112SW04C B112SW05C B112SW06C B112SW07C B112SW08C B112SW09C B112SW10C	Partie réservée pour le module					
B114SW01A B114SW02A B114SW03A B114SW04A B114SW05A B114SW06A B114SW07A B114SW08A B114SW09A B114SW10A	Partie réservée pour le module					

ANNEXE C

Effet du conditionnement environnemental sur les propriétés mécaniques des stratifiés B et U

Tableau C.1 - Analyse de variabilité de la résistance en traction L du matériau B

N° de lot	N° de panneau	Échantillon ID	Contrainte moyenne normalisée [MPa]	FV (%)	VV (%)	M (%)	Nombre d'échantillons par panneau n	CV (%)
1	1	B105TLW	346,828	50,01	1,15	0,05	6	4,36
	2	B106TLW	340,071	52,61	1,32	0,05	5	
2	3	B204TLW	339,049	51,26	0,85	0,04	4	2,64
	4	B205TLW	354,520	52,18	0,79	0,03	4	
	5	B206TLW	342,649	50,8	0,83	0,03	3	
3	6	B304TLW	353,522	52,33	1,16	0,04	5	4,27
	7	B305TLW	364,648	51,53	1,26	0,04	3	
	8	B306TLW	364,624	48,82	1,08	0,05	3	
4	9	B404TLW	330,140	52,75	1,04	0,05	5	7,54
	10	B405TLW	385,019	50,59	1,04	0,07	3	
	11	B406TLW	337,329	53,28	1,07	0,04	3	
5	12	B504TLW	352,391	52,77	1,01	0,05	5	2,25
	13	B505TLW	349,425	52,35	0,9	0,06	3	
	14	B506TLW	348,687	52,28	1,02	0,05	3	

**Tableau C.2 - Propriétés mécaniques moyennes
des stratifiés B et U conditionnées à RTD**

Propriétés mécaniques		RTD			
		Matériau/direction de chargement		Matériau/direction de chargement	
		BL	BT	UL	UT
Traction	Résistance moyenne [MPa]	494,83	449,40	792,05	97,53
	Module moyen [GPa]	27,29	25,75	38,69	14,23
Compression	Résistance moyenne [MPa]	541,20	455,16	799,97	205,40
	Module moyen [GPa]	27,78	26,28	39,37	16,09
Cisaillement	Résistance moyenne [MPa]	56,77		60,70	
	Module moyen [GPa]	3,91		3,85	

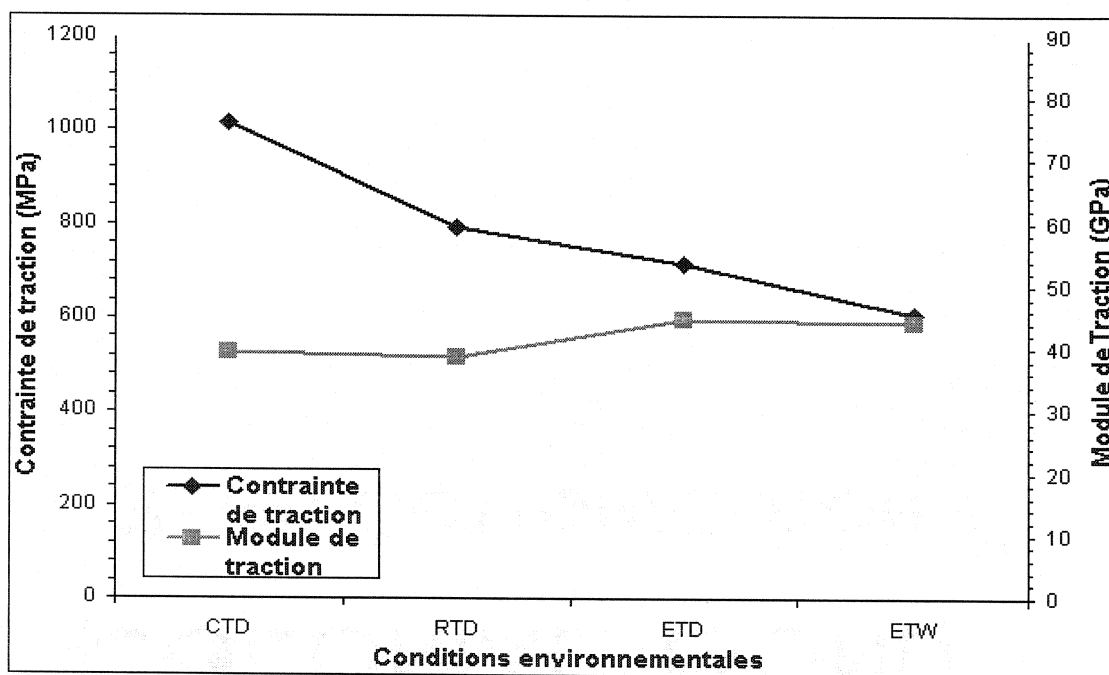


Figure C.1 - Effet du conditionnement environnemental sur σ_{Lt} et E_{Lt} du stratifié U

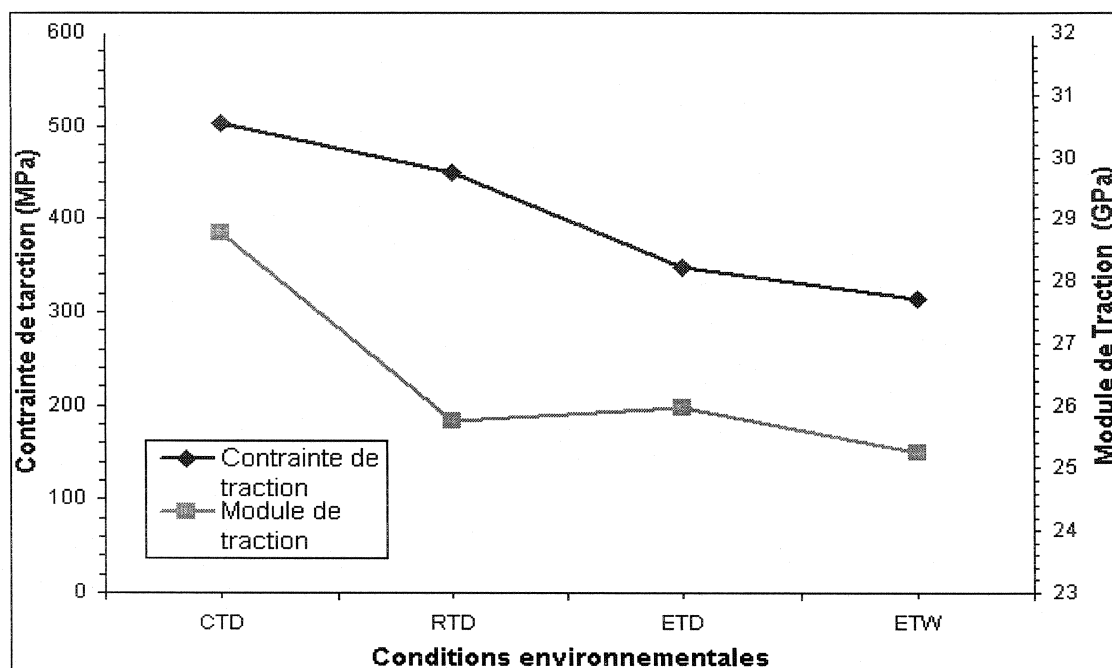


Figure C.2 - Effet du conditionnement environnemental sur σ_{Tt} et E_{Tt} du stratifié B

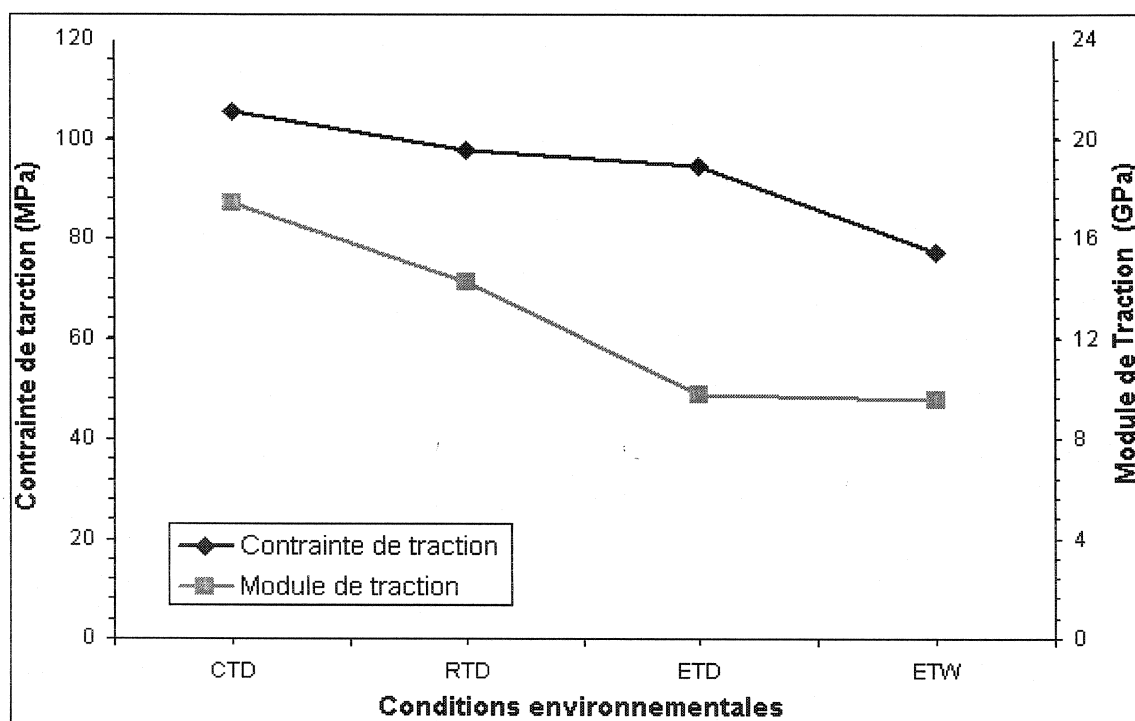


Figure C.3 - Effet du conditionnement environnemental sur σ_{Tt} et E_{Tt} du stratifié U

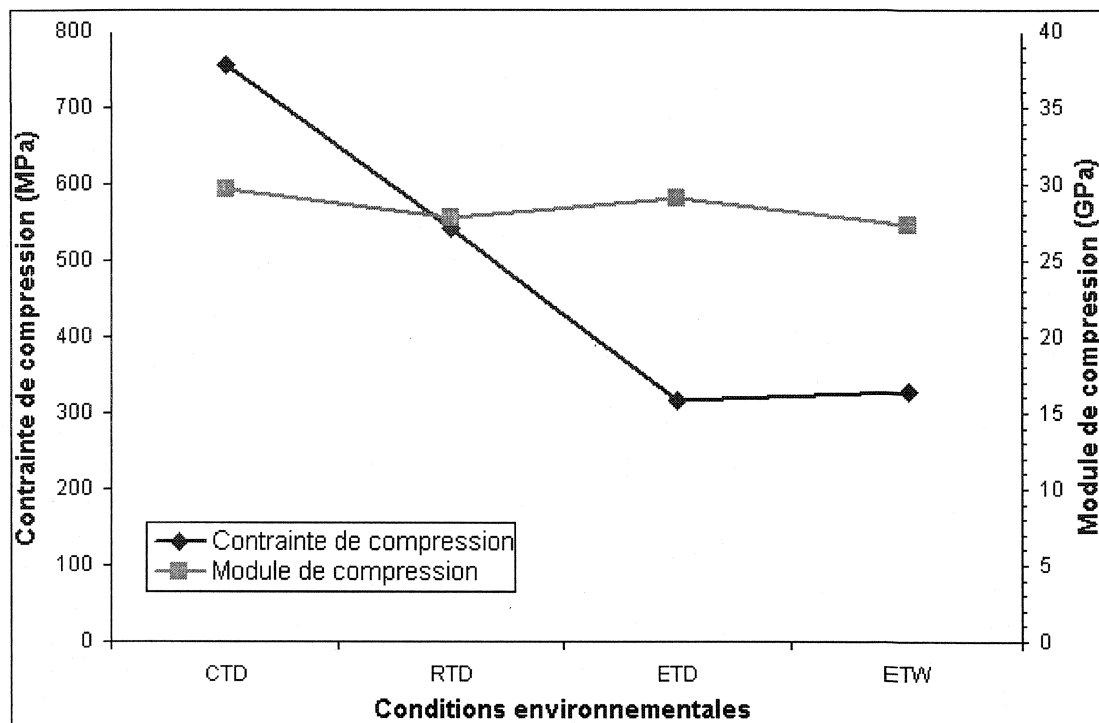


Figure C.4 - Effet du conditionnement environnemental sur σ_{Lc} et E_{Lc} du stratifié B

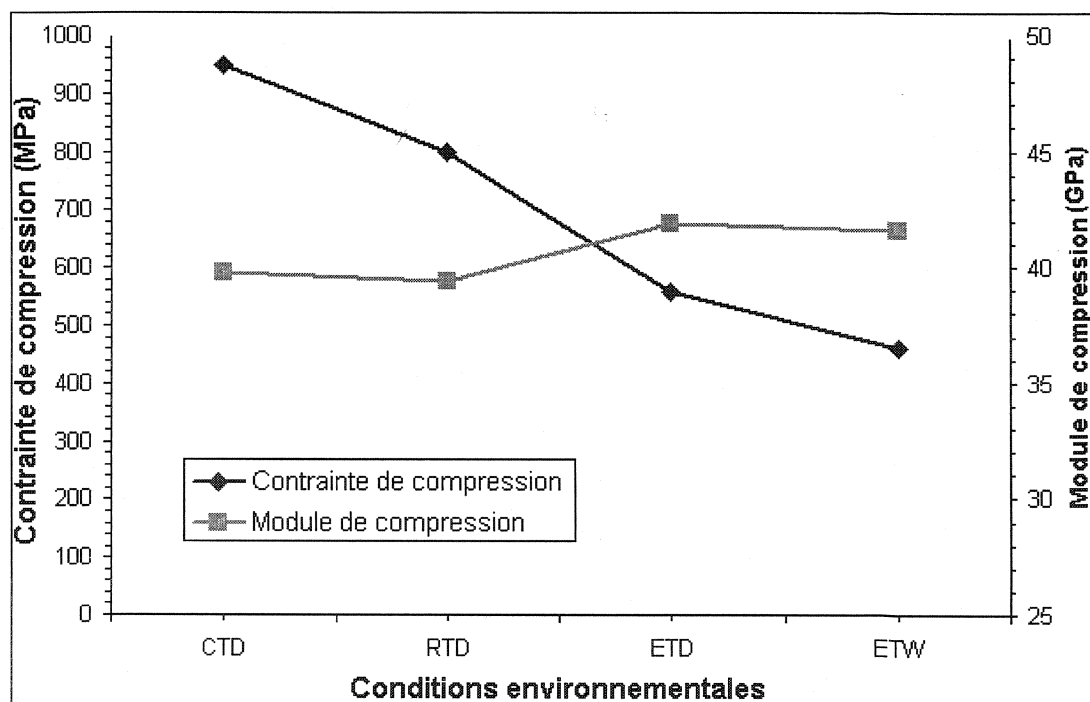


Figure C.5 - Effet du conditionnement environnemental sur σ_{Lc} et E_{Lc} du stratifié U

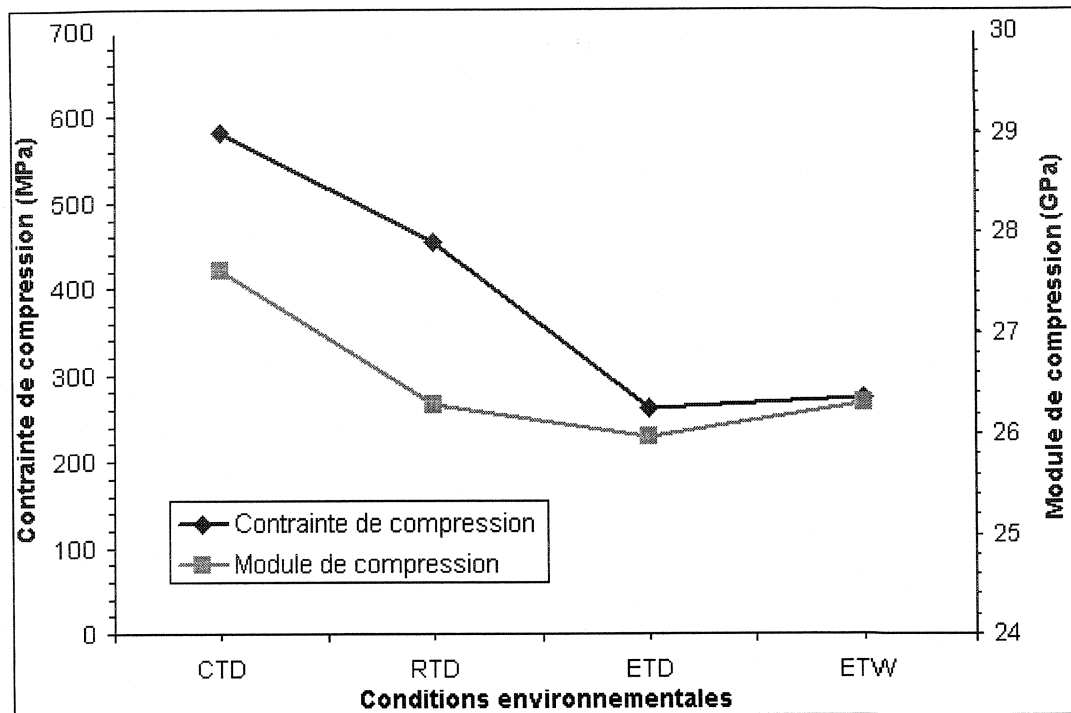


Figure C.6 - Effet du conditionnement environnemental sur σ_{Tc} et E_{Tc} du stratifié B

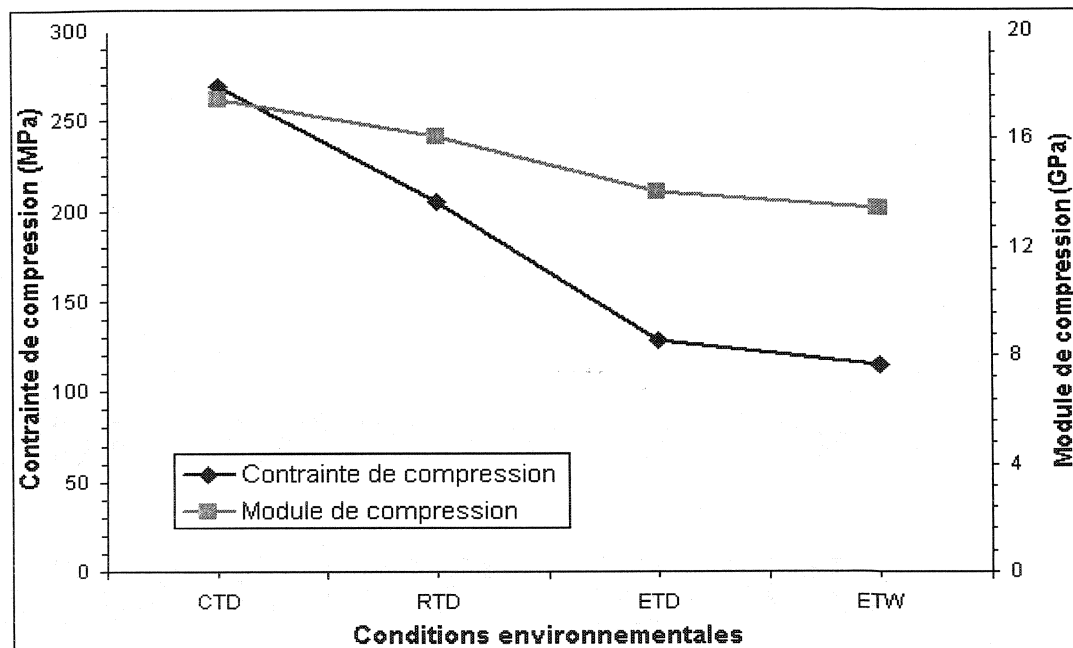


Figure C.7 - Effet du conditionnement environnemental sur σ_{Tc} et E_{Tc} du stratifié U

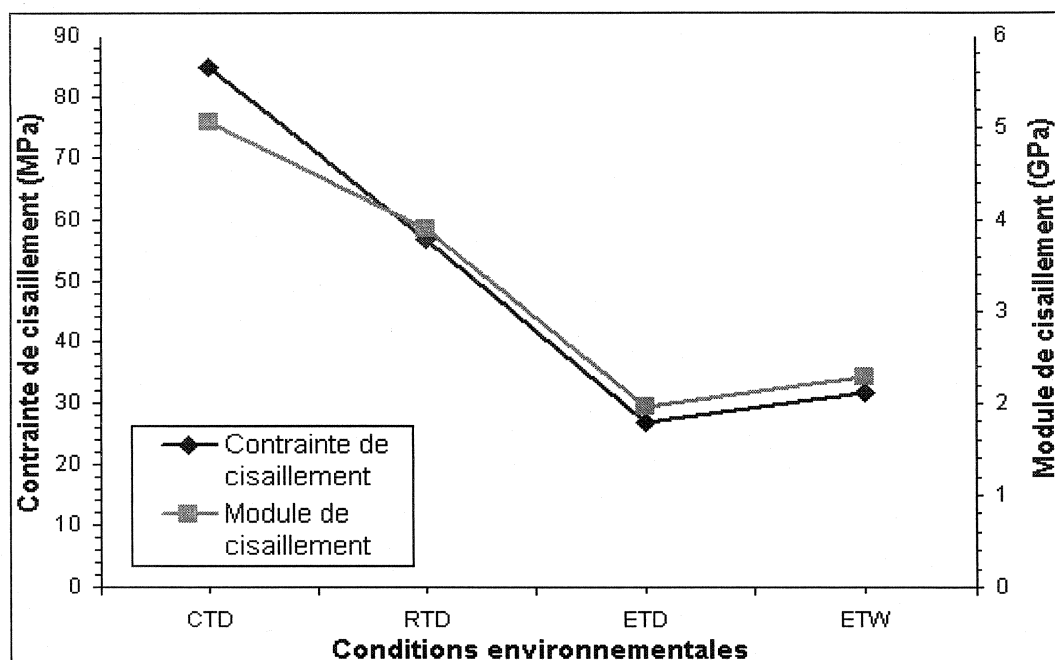


Figure C.8 - Effet du conditionnement environnemental sur τ_{LT} et G_{LT} du stratifié

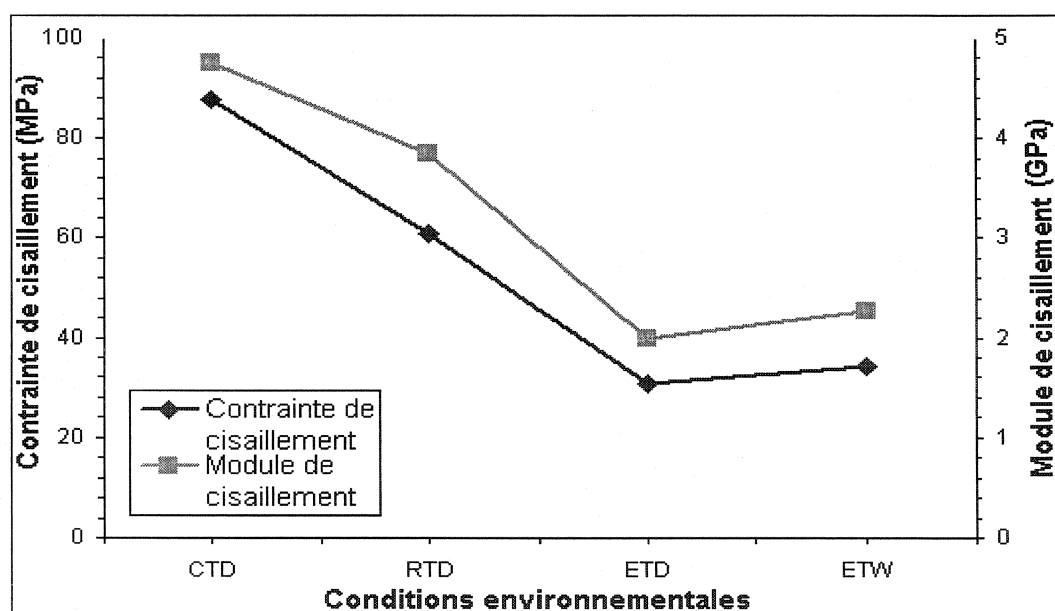


Figure C.9 - Effet du conditionnement environnemental sur τ_{LT} et G_{LT} du stratifié U